

**DİFÜZYON BAĞLI DEMİR ESASLI TOZLARINDAN ÜRETİLEN
T/M ÇELİKLERİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNE
FARKLI ARA KRİTİK TAVLAMA ISIL İŞLEMLERİN
ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

Mustafa TÜRKAN

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**HAZİRAN 2010
ANKARA**

Mustafa TÜRKAN tarafından hazırlanan DİFÜZYON BAĞLI DEMİR ESASLI TOZLARINDAN ÜRETİLEN T/M ÇELİKLERİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNE FARKLI ARA KRİTİK TAVLAMA ISIL İŞLEMLERİN ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI adlı bu tezin Yüksek Lisans tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Yrd. Doç. Dr. Ahmet GRAL

.....

Tez Danışmanı, Metal EĞitimi Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal EĞitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Süleyman TEKELİ

.....

Metal EĞitimi Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Yrd. Doç. Dr. Ahmet GRAL

.....

Metal EĞitimi Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Yrd. Doç. Dr. Recep ALIN

.....

Malzeme Anabilim Dalı, Kırıkkale Üniversitesi

Tarih:24/06/2010

Bu tez ile G.. Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Bilal TOKLU

.....

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içerisindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

Mustafa TÜRKAN

**DİFÜZYON BAĞLI DEMİR ESASLI TOZLARINDAN ÜRETİLEN T/M
ÇELİKLERİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNE FARKLI
ARA KRİTİK TAVLAMA ISIL İŞLEMLERİN ETKİLERİNİN
ARAŞTIRILMASI
(Yüksek Lisans Tezi)**

Mustafa TÜRKAN

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
Haziran 2010**

ÖZET

Bu çalışmada, difüzyon bağlı demir esaslı tozlarından üretilen T/M çeliklerin mikroyapı ve mekanik özelliklerine farklı ara kritik tavlama ısı işlemlerinin etkileri araştırılmıştır. Bunun için, ticari ismi DISTALOY AB olan difüzyon bağlı Fe-1.7Ni-1.5Cu-0.5Mo alaşımlı tozlar kullanılmıştır. Bu tozlara % 0.2 Grafit tozları ve yağlayıcı olarak % 0.9 Amide wax PM ilave edilmiştir. Karışım tozlar 670 MPa presleme basıncında soğuk olarak kalıplarda tek etkili olarak preslenmiş ve 1250 °C sıcaklıkta 30 dakika süre ile sinterlenmiştir. Sinterleme işlemi sonrası tüm numunelerde gözenekler ve ferritik perlitik mikroyapıları oluşmuştur. Sinterlenmiş numuneleri üç gruba ayırıp bu sinterlenmiş numunelerden birinci kısmına farklı sıcaklıklarda (705 -735 -765 °C) ara kritik tavlama + su verme ısı işlemleri uygulanmıştır. Sinterlenmiş numunelerin ikinci kısmına 890 °C’de östenitlenip daha sonra farklı sıcaklıklara atmosfer kontrollü fırının içinde soğutup (705 -735 -765 °C) ara kritik tavlama + su verme ısı işlemleri uygulanmıştır. Sinterlenmiş numunelerin üçüncü kısmına da 890 °C’ de östenitlenip tamamen martensit yapıya dönüştürmek için su verme işlemi yapılmıştır. Martensit mikroyapısına sahip bu numunelerin bir kısmına daha sonra 180 °C’ de 2 saat ve bir kısmına da 250 °C’ de 3 saat temperleme işlemi yapıldı.

Tüm numunelerde ara kritik tavlama sıcaklıklarının artışıyla martensit hacim oranı artmıştır. Aynı zamanda 890 °C de östenitlenip daha sonra farklı ara kritik tavlama ısı işlemi uygulanan numunelerin martensit hacim oranı, doğrudan ara kritik tavlama ısı işlemi uygulanmış numunelerden daha yüksek çıkmıştır. Numunelerdeki martensit hacim oranındaki artışla akma, çekme ve darbe dayanımları artmıştır, süneklik ise azalmıştır. 890 °C de östenitlenip ardından ara kritik tavlama ısı işlemi uygulanan numunelerin sünekliği de artmıştır. Genel olarak, ara kritik tavlama ısı işlemi uygulanan malzemelerin pek çok mekanik özellikleri su verilmiş ve temperlenmiş malzemelere oranla daha yüksek olduğu bulunmuştur.

Bilim Kodu : 710.1.092

Anahtar Kelimeler : Difüzyon bağlı demir tozu, toz metalurjisi, sinterleme, arakritik tavlama ısı işlemi, mekanik özellikler

Sayfa Adedi : 115

Tez Yöneticisi : Yrd. Doç. Dr. Ahmet GÜRAL

**INVESTIGATION OF DIFFERENT INTERCRITICALLY ANNEALING
HEAT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL
PROPERTIES OF P/M STEELS PRODUCED FROM DIFFUSION BONDED
FERROUS POWDERS
(M.Sc. Thesis)**

Mustafa TÜRKAN

**GAZİ UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY**

June 2010

ABSTRACT

In this study, effects of different intercritically annealing heat treatment was investigated on microstructure and mechanical properties of P/M steels produced from diffusion bonded ferrous powders. For this purpose, diffusion bonded Fe-1.7Ni-1.5Cu-0.5Mo alloying powders whose commercial name is DISTALOY AB were used. 0.2 % graphite powders and 0.9 % Amide Wax PM as a lubricant were included to these powders. The mixed powders were cold pressed at 670 MPa with single action mould and then sintered at 1250 °C temperature for 30 min. After sintering processes, pores and ferritic plus pearlitic microstructures formed in all specimens. Some of sintered specimens were used for direct intercritically annealed at different temperatures 705 -735 - 765 °C. Step quenching heat treatment cycles at 705 -735 -765 °C temperatures from 890 °C were applied to some of the sintered specimens. To third group sintered specimens, quenching from 890 °C plus tempering at 180 °C for 2 hr and at 250 °C for 3 hr heat treatments were performed.

Martensite volume fraction increased with increasing intercritically annealing temperatures. Also, martensite volume fraction of step quenched specimens was higher than that of direct intercritically annealed specimens. Yield, tensile and impact strength of intercritically annealed specimens elevated and elongation

decreased with increasing martensite volume fraction. Generally, It was found that many mechanical properties of intercritically annealed specimens were higher than that of quenched plus tempered specimens.

Science Kode : 710.1.092

Keywords : Diffusion bonded iron powder, powder metallurgy, sintering, intercritically annealing heat treatment, mechanical properties

Page Number : 115

Supervisor : Assist. Prof. Dr. Ahmet GÜRAL

TEŞEKKÜR

“Difüzyon Bağlı Demir Esaslı Tozlarından Üretilen T/M Çeliklerin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerine Farklı Ara Kritik Tavlama Isıl İşlemlerin Etkilerinin Araştırılması” isimli tez çalışmamın konu seçiminde, deneysel çalışmaların yürütülmesinde, sonuçlandırılmasında ve sonuçlarının değerlendirilmesinde destek ve yardımlarını esirgemeyen tez danışmanım Yrd. Doç. Dr. Ahmet GÜRAL’a teşekkürü bir borç bilirim.

Deneylerde kullanılan difüzyon alaşımlı tozların tedarik edilmesini sağlayan Sn. Hüsnü ÖZDURAL’a ve TOZ METAL A.Ş.’ye minnetle sonsuz teşekkür ederim.

Deneysel çalışmalarım boyunca kullanılan cihazları temin etmesinden dolayı G.Ü.T.E.F. Metal Eğitimi Bölüm Başkanı Prof. Dr. Süleyman TEKELİ’ye, deneysel çalışmalarım boyunca destekleriyle yanımda olduklarını hissettiren ve desteklerini esirgemeyen sevgili hocalarım Doç Dr. Bülent BOSTAN’a, Yrd. Doç. Dr. Behçet GÜLENÇ’e, deneysel çalışmalarım süresince cihazları kullanmamda yardımcı olan Arş. Gör. Dr. Volkan KILIÇLI’ya ve her zaman yanımda olan sevgili arkadaşlarım Öğr. Gör. Sinan AKSÖZ’e, Hakan GÖKMEŞE’ye, Alper AYTAÇ’a ve Volkan ONAR’a saygılarımı bildiririm.

Karabük Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölüm Başkanı Doç. Dr. Ramazan KAÇAR’a ve deneylerim süresince yardımlarını esirgemeyen Gökhan YILDIRIM’a teşekkürü bir borç bilirim.

Bütün tahsil hayatım süresince yanımda olan ve her türlü maddi manevi desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen annem Hamiyet TÜRKAN’a, babam Nizamettin TÜRKAN’a ve kardeşlerim Ömer TÜRKAN ile Faruk TÜRKAN ‘a teşekkürü bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER.....	ix
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	xiii
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	xiv
RESİMLERİN LİSTESİ.....	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xix
1.GİRİŞ.....	1
2. TOZ METALURJİSİ (TM).....	4
2.1. T/M Avantaj ve Dezavantajları.....	4
2.2. T/M Uygulama Alanları.....	5
2.3. Toz Üretimi.....	6
2.3.1. Mekanik üretim yöntemleri.....	7
2.3.2. Elektrolizle toz üretim yöntemi.....	10
2.3.3. Kimyasal toz üretim yöntemi.....	11
2.3.4. Atomizasyon toz üretim yöntemi.....	12
2.4. Difüzyon Alaşımli Tozlar.....	19
2.5. Metal Tozlarının Özellikleri ve Karakterizasyonu.....	20
2.5.1. Kimyasal özellikler.....	20
2.5.2. Fiziksel özellikler.....	21
2.6. Sıkıştırma (Şekillendirme) Metodları.....	32

Sayfa

2.6.1. Tek hareketli sıkıştırma.....	34
2.6.2. Çift hareketli sıkıştırma.....	35
2.6.3. Ilık sıkıştırma.....	36
2.6.4. İzostatik presleme (sıkıştırma).....	37
2.6.5. Yüksek basınçlı sıkıştırma.....	38
2.7. Sinterleme.....	38
2.7.1. Sinterleme mekanizması.....	39
2.7.2. Katı-hal sinterleme.....	43
2.7.3. Sıvı faz sinterlemesi.....	45
2.7.4. Sinterleme atmosferleri.....	46
3. TEMEL ISIL İŞLEMLER.....	48
3.1. Su verme ve Temperleme.....	48
3.2. Normalleştirme.....	49
3.3. Tavlama.....	50
3.4. AKT Isıl İşlemleri ve Çift Fazlı Çelikler.....	50
3.4.1. AKT esnasında östenit oluşumu ve büyümesi.....	53
3.5. AKT Isıl İşlemi Uygulanmış Çeliklerin Mekanik Özellikleri.....	56
3.5.1. Pekleşme ve akma davranışı.....	57
3.5.2. Akma ve çekme mukavemeti (dayanımı).....	58
3.5.3. Süneklik.....	59
4.DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	60
4.1. Malzeme.....	60
4.2. Presleme.....	60

	Sayfa
4.3. Sinterleme İşlemleri.....	63
4.4. Isıl İşlemler.....	66
4.5. Mikroyapı Analizleri.....	70
4.6. Makro Sertlik Ölçümleri.....	71
4.7. Mikro Sertlik Ölçümleri.....	71
4.8. Yoğunluk Ölçümleri.....	72
4.9. Mekanik Özellikler.....	72
4.9.1. Çekme deneyleri.....	72
4.9.2. Darbe deneyleri.....	73
4.10. Kırık Yüzey İncelemeleri.....	73
5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	74
5.1. Presleme.....	74
5.2. Sinterleme.....	75
5.3. AKT Isıl İşlemleri.....	75
5.4. Isıl İşlemlerden Sonra Element Dağılım Analiz Sonuçları.....	80
5.5. Mekanik Özellikler.....	83
5.5.1. Sertlik özellikleri.....	84
5.5.2. Çekme özellikleri.....	88
5.5.3. Darbe özellikleri.....	95
6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	105
6.1. Sonuçlar.....	105
6.2. Öneriler.....	108
KAYNAKLAR.....	110

Sayfa

ÖZGEÇMİŞ.....	115
---------------	-----

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Tozun özellikleri ve etki ettiği faktörler.....	7
Çizelge 2.2. Bakır tozu üretimi için tipik elektroliz işlem koşulları.....	11
Çizelge 2.3. ASTM ve DIN standardı elek boyutları.....	24
Çizelge 2.4. Parçacık boyut analiz yaklaşımlarının karşılaştırılması.....	25
Çizelge 4.1.DISTALOY AB tozlarının kimyasal bileşimleri.....	60
Çizelge 5.1. AKT sıcaklığına bağlı olarak elde edilen MHO.....	76
Çizelge 5.2. T/M numunelerin makro sertlik değerleri.....	85
Çizelge 5.3. DAKT, OAKT ve ST numunelerindeki ferrit ve martensit fazlarının mikro sertlik değerleri.....	86
Çizelge 5.4. Uygulanan ısıtılma işlemine bağlı olarak akma-çekme ve uzama değerleri....	88
Çizelge 5.5. AKT sıcaklığına bağlı olarak DAKT, OAKT ve ST numunelerini darbe enerjisi.....	96

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. T/M parçaların dünya genelindeki pazar payı.....	6
Şekil 2.2. Toz parçacık şekilleri.....	7
Şekil 2.3. Bilyalı öğütme.....	9
Şekil 2.4. Toz biriktirme için bir elektroliz hücresi.....	10
Şekil 2.5. Atomizasyon üretim yöntemleri.....	14
Şekil 2.6. Yatay gaz atomizasyonunun şematik gösterimi.....	15
Şekil 2.7. Düşey gaz atomizasyonu ünitesi.....	16
Şekil 2.8. Su atomizasyon işlemi.....	17
Şekil 2.9. Su atomizasyonunda olası dört parçacık oluşum mekanizmasının şematik gösterimi; çukurlaşma, sıçrama, şerit oluşumu ve patlama.....	18
Şekil 2.10. Değişik toz şekillerinin boyut parametreleri.....	22
Şekil 2.11. Yuvarlak fakat düzensiz şekilli parçacığın izdüşümü.....	22
Şekil 2.12. Elek analizi toz boyutunun histogram olarak gösterimi.....	26
Şekil 2.13. ISO 3252’de gösterilen en yaygın toz parçacık şekilleri (a) İğne şekilli toz parçacık (b) Köşeli toz parçacık (c) Dentritik toz parçacık (d) Lifli toz parçacık (e) Pul toz parçacık (f) Taneli toz parçacık (g) Düzensiz toz parçacık (h) Yumru toz parçacık (j) Küresel toz parçacık.....	27
Şekil 2.14. Düzensiz bir parçacığın izdüşüm görünüşü ve boyutu dairesel çaplara bağlı olarak ölçmenin iki yolu.....	28
Şekil 2.15. Çeşitli akış ölçer resimleri, (a) Hall akış ölçeri, (b) Scott hacim ölçeri, (c) Tozların paketleme yoğunluğu veya akışını ölçmek için Arnold metre, (d) hall veya akışını ölçmek için Arnold metre, (e) Hall ve Scott ölçerlerin kesit alanlarının şematik gösterimi.....	29
Şekil 2.16. Değişik metal tozları için sıkıştırılabilirlik karakteristikleri.....	32
Şekil 2.17. Partikül paketlenmesinde basınç ile teorik yoğunluk değişiminin gösterilmesi.....	33

Şekil	Sayfa
Şekil 2.18. Partiküllerde presleme basıncına bağlı olarak porozite, temas sayısı ve temas alanının değişimi.....	33
Şekil 2.19. Geleneksel tek yönlü sıkıştırma tertibatı.....	35
Şekil 2.20. Çift yönlü sıkıştırmada yoğunluk dağılımı ve çift yönlü kalıbın şematik gösterimi.....	36
Şekil 2.21. Soğuk izostatik sıkıştırma.....	38
Şekil 2.22. İki küresel parçacığın sinterleme profili (X=boyun çapı, D=küre/parçacık).....	40
Şekil 2.23. Çift küre sinterleme modeli üzerinde gösterilen malzeme transfer mekanizmaları.....	41
Şekil 2.24. Sinterleme aşamaları.....	42
Şekil 2.25. Geleneksel sıvı faz sinterlemesi ve bağıntılı mikroyapısal değişimler.....	46
Şekil 2.26. Sıvı faz sinterlemesinde aşamaların şematik olarak gelişimi.....	46
Şekil 3.1. Ferrit (açık renk) martensit (koyu renk) mikroyapısına sahip çift fazlı bir çelik.....	51
Şekil 3.2. Çift faz ısıt işlemleri için sıcaklık aralıklarının şematik olarak gösterimi, a) Su verme ve AKT b) Doğrudan AKT c) Kademeli olarak AKT.....	52
Şekil 3.3. Farklı çift faz ısıt işlem teknikleri sonucu elde edilen mikroyapılar a) Su verme ve AKT b) Doğrudan AKT c) Kademeli olarak AKT.....	52
Şekil 3.4. Kritik tavlama sırasında östenitin oluşum aşamaları	54
Şekil 3.5. Östenitin büyüme aşamalarının şematik gösterimi.....	56
Şekil 3.6. SAE 50X ve SAE 80X YMDA çelikleri ve çift fazlı çelik için gerilme- şekil değiştirme diyagramı.....	57
Şekil 3.7. Değişik MHO'larının çekme mukavemeti ile ilişkisi.....	58
Şekil 3.8. Çift fazlı çeliklerin gerilim-gerinim eğrileri üzerine MHO'nın etkisi.....	59

Şekil	Sayfa
Şekil 4.1. ASTM E 8M standardına göre çekme(A) ve ASTM E 23 standardına göre darbe (B) deney numunelerinin boyutları.....	62
Şekil 4.2. Isıl çift gösterge sıcaklık değeri ile yüksek sıcaklık fırınının gösterge sıcaklık değeri eğrisi.....	65
Şekil 4.3. Sinterleme ısıl çevrimi.....	66
Şekil 4.4.(a). Doğrudan Arakritik Tavlama (DAKT) ısıl işlemi (b). Kademeli olarak arakritik tavlama (OAKT) ısıl işlemi (c). Su verme + temperleme (ST) ısıl işlemi.....	69
Şekil 5.1. AKT sıcaklığına bağlı olarak MHO'nın değişimi.....	76
Şekil 5.2. T/M numunelerin makro sertlik değişim grafiği.....	85
Şekil 5.3. DAKT ve OAKT numunelerinde ferrit ve martensit fazlarının mikro sertlik değişim grafiği. (a) DAKT ve OAKT numunelerinde ferrit fazının mikro sertlik değişim grafiği (b) DAKT ve OAKT numunelerinde martensit fazının mikro sertlik değişim grafiği.....	87
Şekil 5.4. AKT sıcaklığına bağlı olarak DAKT, OAKT ve ST numunelerinin darbe dayanımları.....	96

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 4.1. Presleme işlemini yapılan tek etkili presleme cihazının görüntüsü.....	61
Resim 4.2. Deneylerde kullanılan tek etkili presleme kalıpları; (A) mikroyapı incelemeleri ve darbe deneyleri için kullanılan numunelerin presleme kalıbı, (B) çekme test numunesi presleme kalıbı.....	61
Resim 4.3. Sinterleme ve ısıl işlemlerde kullanılan yüksek sıcaklık fırını.....	64
Resim 4.4. Sinterleme ve ısıl işlemlerde kullanılan gaz arıtma ünitesi.....	65
Resim 4.5. JOEL JSM-6060LV model taramalı elektron mikroskobu ve EDS bağlantısı.....	71
Resim 4.6. SHIMADZU marka 50 kN kapasiteli çekme test cihazı.....	73
Resim 5.1. Sinterleme işleminden sonra ferrit (koyu renk) + perlit (beyaz renk) mikroyapısı.....	75
Resim 5.2. Farklı AKT sıcaklıklarında DAKT ısıl işlemi uygulanmış numunelerin mikroyapıları. (Koyu bölgeler: Ferrit, Açık bölgeler: Martensit).....	78
Resim 5.3. Farklı AKT sıcaklıklarında OAKT ısıl işlemi uygulanmış numunelerin mikroyapıları. (Koyu bölgeler: Ferrit, Açık bölgeler: Martensit).....	79
Resim 5.4. ST (Su verme+ temperleme) işlemleri uygulanmış numunelerin mikroyapıları.	80
Resim 5.5. DAKT numunelerinin element dağılım haritaları.....	81
Resim 5.6. OAKT numunelerinin element dağılım haritaları.....	82
Resim 5.7. ST numunelerin element dağılım haritaları.....	83
Resim 5.8. DAKT ısıl işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonrası kopma yüzeyleri.....	92
Resim 5.9. OAKT ısıl işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonrası kopma yüzeyleri.....	93
Resim 5.10. ST ısıl işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonrası kopma yüzeyleri.....	94

Resim	Sayfa
Resim 5.11. D705 nolu numunenin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin mikroyapısı (M: Martensit; F: Ferrit).....	94
Resim 5.12. DAKT numunelerinin darbe deneyi sonrası kırık yüzey görüntüleri....	99
Resim 5.13. OAKT numunelerinin darbe deneyi sonrası kırık yüzey görüntüleri...	100
Resim 5.14. ST ve sinterlenmiş numunelerin darbe deneyi sonrası kırık yüzey görüntüleri.....	101
Resim 5.15. DAKT numunelerinin darbe deneyi sonrası boyuna kırık yüzeylerinin mikroyapı görüntüleri.....	102
Resim 5.16. OAKT numunelerinin darbe deneyi sonrası boyuna kırık yüzeylerinin mikroyapı görüntüleri.....	103
Resim 5.17. ST numunelerinin darbe deneyi sonrası boyuna kırık yüzeylerinin mikroyapı görüntüleri.....	104

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılan bazı simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklama
Cu	Bakır
Fe	Demir
Mo	Molibden
Ni	Nikel
α	Ferrit
γ	Östenit
M_s	Martensit başlama
M_f	Martensit bitiş
Fe₃C	Sementit
Mn	Mangan
Zn	Çinko
Ar	Argon
mm	Milimetre
s	Saniye
t	Ton
J	Joule
dk	Dakika

Kısaltmalar	Açıklama
T/M	Toz metalurjisi
DAKT	Doğrudan arakritik tavlama
OAKT	Kademeli arakritik tavlama
AKT	Aarakritik tavlama

Kısaltmalar**Açıklama****MHO**

Martensit hacim oranı

ST

Sinterlenmiş ve temperlenmiş

SEM

Taramalı elektron mikroskobu

G.Ü.T.E.F.

Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi

CIP

Soğuk izostatik presleme

YMDA

Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı

EDS

Elektron dağılım tarama

1. GİRİŞ

Çift fazlı çelik kavramı, 1937 yılında Grabe'nin, yeni bir yatak malzemesinin üretimi için % 0.25 karbonlu bir çeliği kritik sıcaklıklar arasındaki bölgeden soğutması sonucunda çift fazlı yapıyı elde etmesi ve patent almasıyla tanınmıştır. Grabe'nin ardından Herres ve Lorig, çift fazlı çelik üretimini kısmi östenitleştirme işlemi olarak nitelemiş bu işlemin yüksek alaşımlı östenit adalarının oluşumuna ve ardından martensit oluşumuna yol açtığını 1947 yılında söylemişlerdir. 1960'larda ise Davies tarafından yapılan kalay kaplamalarda çift fazlı şerit yapının geliştirilmesi bu alandaki ilk ciddi çalışmalar sayılmaktadır. 1970'lere kadar çok az sayıda araştırmacının ilgisini çeken çift fazlı çelikler, bu yıldan sonra özellikle yaşanan ekonomik darboğazların ardından bilim adamlarının otomotiv endüstrisine sunduğu alternatif çözümler olarak üzerinde etraflıca çalışılan bir alan olmuştur. Tekerlek jantı, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri, şasi gibi presle biçimlendirilen otomobil parçaları ve bazı bağlantı elemanları yapımında kullanılan çift fazlı çelikler, 1980 yılından sonra ticari olarak büyük tonajlarda üretilmeye başlanmıştır [1].

Toz metalurjisi (T/M) yöntemiyle parça üretimi günümüzde çok yaygın olarak kullanılmakta olup, giderek bilinen klasik üretim yöntemlerine alternatif olmaktadır. Bu öneminden dolayı T/M yöntemiyle üretilmiş toz metal parçalardan özellikle çelik malzemeler endüstrinin birçok alanında yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Bu malzemeler, üretim sonunda talaşlı işlem gerektirmeden son ürünün şeklini alması nedeniyle dişli, mıknatıs, filtre, kesici takım uçları olarak ve gözenekliliğinden dolayı kendinden yağlama özelliği olması nedeniyle demir esaslı yatak malzemesi olarak kullanılabilmesi açısından çok önemlidir [2].

T/M üretim tekniğinde istenen şekilde metal tozları preslenirler ve yeterli sıcaklıkta sinterlenirler [3]. T/M çelikleri güçlendirmek için alaşım elementleri ilave edilir [4]. T/M malzemelere, uygulamalarda yüksek performans için, gözenekliliği minimum düzeye azaltmak, maksimum yoğunluk için ilave elementler katılır. T/M çeliklere ilave edilen alaşım elementleri sinterleme süresince matrisde homojen bir şekilde çözünemeyebilir. Yine de, homojen bir şekilde çözünmeleri mümkün olmasa da bazı

alaşım elementlerinin özelliklere etkisi ihmale gelmez [3]. Genelde homojen bir şekilde dağılmasıyla mikroyapıların özellikleri daha iyi olur [3, 4]. Bu nedenle alaşım elementlerinin homojen dağıtılmasında difüzyon bağlı alaşımlı metal tozlarının kullanılması daha uygun olmaktadır [5-10].

Alaşım elementleri ilavesinden başka, T/M çeliklerin farklı ısıtma işlemleriyle de özellikleri geliştirilir. Düşük alaşımlı T/M çeliklere genellikle sinterleme yapılır. Sinterlemeden sonra çeşitli ısıtma işlemleri uygulanarak T/M çelikler güçlendirilir [3]. Doğrudan sinterlenen T/M çeliklere en fazla su verme ve temperleme ısıtma işlemleri uygulanır [3, 4]. Sert faz genellikle T/M çeliklerin akma ve çekme dayanımlarını, yumuşak faz tokluğu ve sünekliği düzeltme eğiliminde bulunur [3-11].

Düşük alaşımlı ingot çeliklerde çoğunlukla ara kritik tavlama (AKT) ısıtma işlemiyle fazlar üretilir. Düşük alaşımlı ötektoid altı çeliklerde ferrit+östenit bileşimi ara kritik tavlama ($Ac_1 - Ac_3$) sıcaklıkları arasında üretilir. Östenit, su verme ile martensit adalarına dönüşür, ferrit+martensit çift fazlı yapılı çelikler üretilir. AKT sıcaklığı artması sonucunda östenit (martensit) hacim oranı artar ama martensitin karbon (C) içeriği azalır. Martensit hacim oranının (MHO) artmasıyla birlikte çeliğin akma ve çekme dayanımları artar, ancak sünekliği azalır. AKT öncesi ilk mikroyapı martensitin şeklini belirlerken, AKT sıcaklığı da MHO'nu, martensitin C içeriğini ve genel mikro yapıyı belirler. Böylece çift fazlı mikroyapıdaki martensitin şekil, boyut, oran ve dağılımı, genel mekanik özelliklerini kontrol eder [3].

Diğer taraftan T/M çeliklerin dayanımları, ilave edilen alaşım elementleri, şekillendirme ve sinterleme yöntemleri, uygulanan ısıtma işlem türlerine bağlı olarak geliştirilebilir. T/M çeliklere uygulanan en yaygın ısıtma işlem yöntemi de su verme ve temperleme ısıtma işlemidir. Bu ısıtma işlemi ise genellikle istenilen darbe özelliklerini azaltır. T/M çeliklerin darbe özellikleri sertlik, süneklik, gözeneklilik gibi faktörlerden etkilenir. Dayanım ve sünekliğin artmasıyla ve gözenekliliğin azalmasıyla darbe tokluğu artar [4].

Bu çalışmada, difüzyon bağlı demir esaslı tozlarından üretilen T/M eliklerin mikroyapı ve mekanik özelliklerine farklı AKT ısıı işlem yöntemlerinin etkileri klasik su verme ve temperleme ısıı işlemleri ile karşılaştırılmalı olarak araştırılmıştır.

2. TOZ METALURJİSİ (TM)

Toz metalurjisi, metal tozlarının belirli oranlarda karıştırılarak, oda sıcaklığında hassas kalıplarda, istenen teknik değerlere uygun basınçlarda preslenmesi ve kontrollü atmosferde sinterlenerek parça üretme yöntemidir [12].

Toz metalurjisinin amacı, metal ve metal alaşımlarının tozlarını ergitmeden, basınç ve sıcaklık yardımıyla fonksiyonel malzemeler üretmektir. Bu amaçla tozlar bir kalıp içinde preslenir ve meydana gelen şekil sinterlenerek gerekli mukavemete kavuşturulur. Tozların preslenmesi oda sıcaklığında veya daha yüksek sıcaklıklarda yapılır. Ardından sinterleme (pişirme) işlemi metal tozunun ergime noktasının altındaki bir sıcaklıkta yapılmaktadır. Eğer kullanılan toz bir karışım ise, sinterleme işlemi bu tozlardan en yüksek ergime sıcaklığına sahip olan tozun ergime sıcaklığının altında yapılır. Sinterleme işlemi sonucu elde edilen parçalara bazen son şeklini vermek amacıyla ikinci bir işlem uygulanabilmektedir.

T/M'nin başlangıç aşaması tozun üretilmesidir. Toz, boyutu 1 mm' den daha küçük, ince olarak bölünmüş katıdır. Bir tozun en önemli özelliği, onun yüzey alanı/hacim oranının göreceli olarak yüksek olmasıdır. Tozların akıcılığı katı ve sıvı arası bir davranış sergiler. Örneğin tozlar, yer çekimi altında kapları veya gözenekleri doldurmak için akacaktır. Bu anlamda tozlar sıvı gibi davranırlar. Aynı zamanda tozlar bir gaz gibi de sıkıştırılabilirler. Fakat metal tozlarının sıkıştırılması, bir ingot metalin sıkıştırılması gibi tersinir değildir. Böylece bir metal tozu, bir katıdan beklenen özelliklere kolayca şekillendirilebilir [13].

2.1. T/M Avantaj ve Dezavantajları

Endüstriyel alanda oldukça geniş kullanım alanlarına sahip T/M'nin en önemli avantajları şunlardır;

1. Üretimde malzeme kaybı yoktur veya en aza indirilmiştir.
2. Talaşlı işlemler elimine edilmiş veya en aza indirilmiştir.

- 3.Ergime kayıpları yoktur.
- 4.Geniş bir çeşitlilikte alaşım sistemleri üretilebilmektedir.
- 5.Yüksek sertlik ve aşınma direncine sahip malzemeler üretilebilmektedir.
- 6.Diğer üretim teknikleri ile üretilmesi imkansız veya çok zor olan karmaşık ve özel şekilli parçaların üretimi mümkündür.
- 7.Kütle üretimlerine ve seri üretimlere uygundur.
- 8.Hassas toleranslı parça üretiminde uzun süreli ve güvenilir bir performansa sahiptir.
- 9.Sinterleme işleminden sonra parça kullanıma hazırdır ve ikinci işlemlere genellikle gerek kalmaz.
- 10.Yakın toleranslar ve düzgün son yüzeyler elde edilir [14].

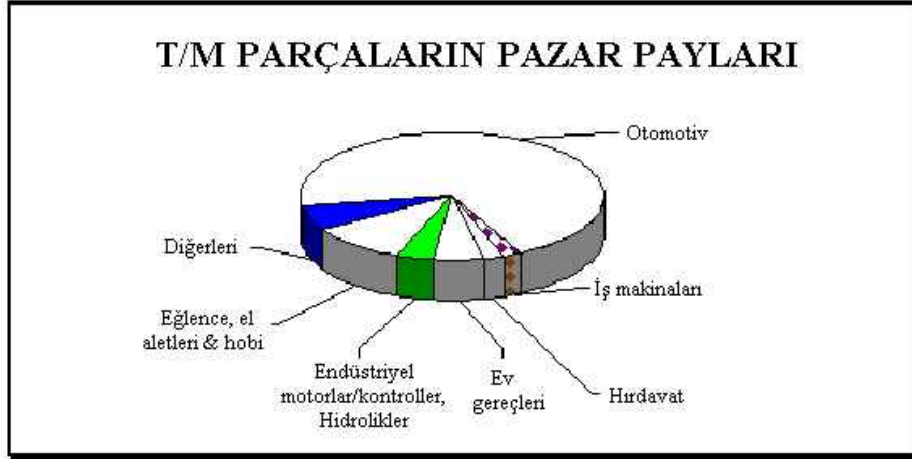
Bu avantajlarının yanı sıra bazı dezavantajlara da sahiptir. Bunlar;

- 1.İlk yatırım (takımlar, presler, ve sinterleme ekipmanı) oldukça pahalıdır. Seri üretim yapılmazsa amortisman değerleri yüksektir.
- 2.Metal tozların maliyeti, ingot halinde üretilen malzemelerden daha pahalıdır.
- 3.Toleranslar talaşlı işlemlere göre daha kabadır.
- 4.Tozların kalıp içerisinde akışkanlığı sınırlıdır. Dolayısı ile yapılacak parçanın şekli kısıtlayıcı bir faktör olabilir [15].

2.2.T/M Uygulama Alanları

T/M'nin uygulamaları oldukça geniştir. Tungsten lamba filamentleri, dişçilik malzemeleri, dişli çarklar, yağlamasız yataklar, elektrik kontakları, nükleer güç yakıt elemanları, ortopedik gereçler, ofis makineleri parçaları, yüksek sıcaklık filtreleri, uçak fren balataları, akü elemanları ve jet motor parçaları metal tozlarından üretilen parçalara örnek olarak verilebilir. Ayrıca, metal tozları boyalar, gözenekli betonlar, basılmış devre levhaları, zenginleştirilmiş un, patlayıcılar, kaynak elektrodları, roket yakıtları, baskı mürekkepleri, lehimleme aletleri ve katalizörlerin üretilmesinde de kullanılmaktadır. T/M parçaların dünya genelindeki pazar payı Şekil 2.1'de verilmiştir. Bu pazarın % 75'i otomotiv endüstrisi tarafından kullanılmaktadır.

Avrupa yapımı arabalar 7 kg, Japon yapımı arabalar ise 5 kg T/M parçaya sahip olduğu halde, Amerikan arabaları 16 kg'dan daha fazla T/M parça içermektedir.



Şekil 2.1. T/M parçaların dünya genelindeki pazar payı [16]

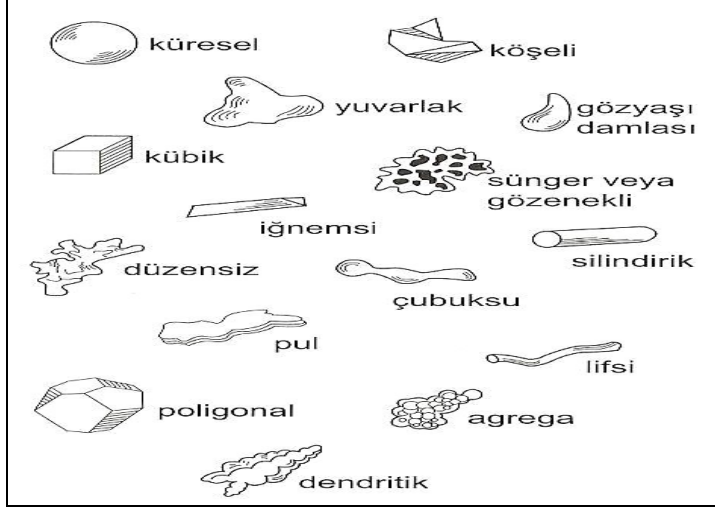
2.3.Toz Üretimi

Hemen her malzeme toz haline getirilebilir, fakat belirli bir malzemeyi toz haline getirmek için seçilen yöntem; maliyet, tepkiler ve istenen özellikler gibi faktörlerin karışımına bağlıdır. Toz üretiminde kullanılan ana yöntemler, mekanik öğütme, kimyasal tepkime, elektrolitik biriktirme, sıvı atomizasyonu ve buharı yoğunlaştırma [17].

Bu üretim metodlarına ilave olarak, bazı seçilmiş malzemeler için özel toz üretim teknikleri de kullanılır [16]. Bir toz yönteminin diğerlerine göre seçilmesi yöntemin anlaşılmasına, ekonomikliğine, elde edilen tozların özelliklerine ve bu tozları kullanım yeri ihtiyaçlarını ne ölçüde karşılayabildiğine bağlıdır. Bir metal tozu üretim tekniği ile birçok farklı metal veya alaşımın tozu üretilebileceği gibi, bir metal tozu veya alaşımı farklı tekniklerle üretilebilir [17].

Tozun geometrik şekli üretim yöntemine bağlı olarak küreselden, dendritik formlara kadar çok farklı olabilmektedir (Şekil 2.2). Aynı şekilde tozun yüzey durumunun düzgün veya gözenekli olması da yine üretim yöntemine göre değişiklik

göstermektedir [18]. Tozun önemli özellikleri ve etki ettiği faktörler Çizelge 2.1’de verilmiştir.



Şekil 2.2. Toz parçacık şekilleri [19]

Çizelge 2.1. Tozun özellikleri ve etki ettiği faktörler [20]

Tozun Özellikleri	Etkisi
Tozun boyutu (partikül boyutu)	Görünür (ham) yoğunluk
Boyut dağılımı	Akış davranışı
Toz şekli (partikül sekli)	Ham dayanım
Kimyasal kompozisyon	Sıkıştırılabilirlik
Yüzey özellikleri	Sinterleme
Mikroyapı	Şekillendirilebilirlik, tokluk

2.3.1. Mekanik üretim yöntemleri

Mekanik yöntemle ekonomik olarak toz imali için, kimyasal bağları zayıf olan ve kristal kayma sistemi az olan karışık kristalli yapılarda malzemeler ile çok sert ve gevrek olan metal alaşımları ve seramikler kullanılır. Sünek malzemeler pul şeklinde tozların elde edilmesine neden olacağından, genellikle kolay parçalanan kırılgan, sert ve gevrek malzemeler bu metot için uygundur [12].

Dört ana mekanik öğütme yöntemi vardır. Bunlar darbe, aşındırarak öğütme, kesme ve basmadır. Darbe, malzemeyi çekiçle vurma gibi çok hızlı ve anlık uygulamaları içerir ve malzeme küçük parçalara ayrılır. Aşındırarak öğütme, aşındırıcıların bir biri üzerinde sürtünme hareketi sayesinde parçacıkların boyutunun küçültülmesidir. Kesme, talaşlı imalatta olduğu gibi kesme işlemi ile malzemenin parçalanmasıdır. Sonuncu olarak, basma kuvvetleri ile bir malzeme kırılma noktasına kadar deformasyona uğratıldığında toz haline gelir.

Darbe, aşındırarak öğütme, kesme ve basma mekanizmaları mekanik toz üretim yöntemlerinde birlikte oluşur. Milimetre ebatlarında toz boyutu için çekiçli kırıcılar uygundur, fakat 1-100 μm boyut aralığında toz üretmek için karıştırılmalı bilyeli öğütücüler ve diğer yoğun öğütme cihazları daha uygundur [17]. Bu şekilde üretilen başlıca metal tozları Al, Cu, ve pirinçtir. Bunlardan başka, Sn, Pb, Mn, Co, Si, Zn, Fe, Fe-esaslı ve Cu- esaslı tozlarda üretilir.

Mekanik öğütme sırasında üretilen tozun yapısına ve özelliklerine etki eden en önemli parametreler, öğütmede kullanılan toplam toz ağırlık oranı, öğütme süresi ve öğütmede kullanılan sıvı ya da öğütme atmosferidir [12].

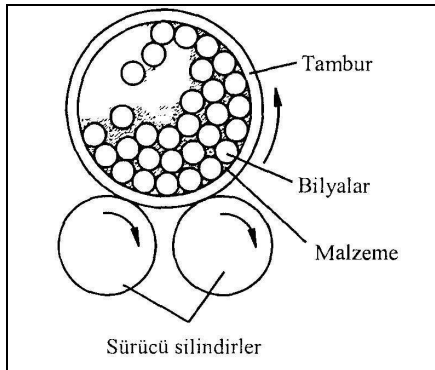
Talaşlı imalat

Bu yöntemle tornalama, frezeleme ve taşlama gibi talaş kaldırma teknikleri kullanılarak çok iri ve karmaşık tozlar üretilir. Üretilen tozlar, öğütülerek ince tozlar haline getirilebilir. Toz özelliklerinin kontrolündeki zorluk, oksitlenme, yağlanma, kir tutma ve diğer malzeme hurdaları ile karışarak kirlenme problemleri olabilir. Yüksek karbonlu çelik tozları bu yöntemle üretilir [19]. Talaşlı imalatta üretilen tozların kullanım alanı bazı polimer ve sert metallerdir [17].

Öğütme

Metallerarası bileşikler, demir alaşımları, demir-krom, demir-silisyum v.b. gibi kırılğan malzemeler Şekil 2.3’de şematik olarak gösterildiği gibi mekanik olarak

bilyalı değirmenlerde öğütülürler. Fakat öğütme işlemi birçok sünek metal için uygun değildir. Çünkü bu metaller kolayca kırılmazlar. Sünek tanecikler kırılma yerine birbirleri ile soğuk olarak kaynaklanır ve daha büyük tanecik oluştururlar. Gevrek olmayan malzemelerin kırılması zor olduğu için öğütme işlemi genellikle bu tür malzemelere uygulanmaz, bunun yerine bazı sünek malzemeler sıvı azot ile soğutularak gevrek hale gelmesi ve öğütme işlemine elverişli hale gelmesi sağlanır. Sünek malzemelerin öğütülmesi özellikle alüminyumun öğütülmesinde yapışmayı engelleyici yağlayıcılar kullanılır. Bu yöntemde diğer bir uygulama da hidrürler oluşturmak ve sonra bu hidrürlerin vakum ortamında giderilmesi ile metal veya tozlarının eldesi sağlanır. Bu yöntem daha çok titanyum için kullanılan bir yöntemdir. Burada elde edilen toz, kütleler halindedir ve yüksek oranda hidrojen ve oksijen içerir [18].



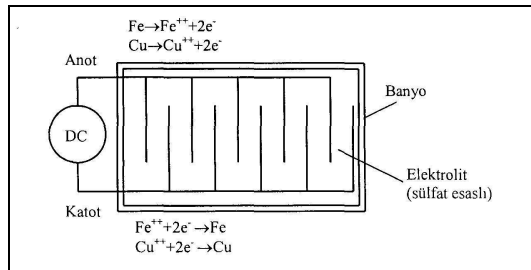
Şekil 2.3. Bilyalı öğütme [21]

Bilyeli öğütme veya tambur içindeki öğütmede tamburun dönme hızı en fazla darbe hızını sağlayacak şekilde ayarlanır (Şekil 2.3). Bu hız bilyeleri tamburun en üst noktasına taşıyarak öğütülen malzemelerin üzerine düşecek şekilde olmalıdır. Çok yavaş dönme hızında bilyeler tamburun çeperinden geri yuvarlanır, çok hızlı dönme hızında ise merkezkaç kuvvetinin etkisiyle bilyeler aşağıya düşmeden tambur ile birlikte döner. Enerjinin büyük bir kısmının ses ve ısıya dönüşmesinden dolayı bilyeli öğütme verimsizdir. En uygun dönme hızı değirmen çapının karekökünün tersine göre değişir. En uygun öğütme için; bilye çapı toz çapının yaklaşık 30 katı kadar olmalıdır, bilyeler tambur hacminin yaklaşık yarısını doldurmalıdır ve öğütülecek malzeme tambur hacminin yaklaşık % 25'ini doldurmalıdır [17].

Öğütme ile elde edilen tozlar sert, düzensiz şekilli, zayıf akma ve paketleme özelliğine sahip olduğundan öğütme sonrası tavlama işlemi gerekebilir. Diğer bir problem ise tambur ve bilyelerden kaynaklanan kirliliktir. Bilyeler ve değirmen öğütülecek malzemeden seçilerek kirlenme azaltılabilir. Öğütme tavlama sonrası toz topraklarının dağıtılması amacıyla yaygın olarak kullanılmaktadır [17].

2.3.2. Elektrolizle toz üretim yöntemi

Bir elektroliz hücresinin katodu üzerinde belirli çalışma şartlarında element tozları biriktirilebilir. Örnek metaller arasında paladyum, krom, bakır, demir, çinko, mangan ve gümüş sayılabilir. Elektroliz yönteminin ana üstünlüğü yüksek ürün saflığıdır. Sistem, Şekil 2.4’de şematik olarak gösterilen hücreye uygulanan voltaj altında anodun çözünmesi ile başlar. Elektrolit (sülfat esaslı) içerisinde taşınım katot üzerindeki birikintinin saflaştırılmasında kullanılır. Katot üzerindeki gözenekli birikinti sıyrılır, yıkanır, kurutulur ve öğütülerek toz haline getirilir. Daha sonra gerilmeleri azaltmak ve uçucu maddeleri gidermek amacıyla tavlama işlemi uygulanır.



Şekil 2.4. Toz biriktirme için bir elektroliz hücresi [17]

Elektroliz tekniği ile üretilen tozlar genellikle dendritik veya süngerimsi şekillidir. Ancak, parçacık boyutu ve şekli önemli ölçüde kontrol edilebilir. Tozların özellikleri biriktirme sırasındaki banyo şartları ve sonraki işlem basamaklarına bağlıdır. Yüksek akım yoğunluğu, düşük iyon derişimi, asidik hücre kimyasalları ve kolloidal katkılar, katotta gözenekli ve tozumsu birikinti oluşumunu kolaylaştırır. Yüksek vizkositeli

elektrolitik kullanılan ılık hücre ve çok az karıştırma, gevrek katot birikintisi sağlar. Bakır için tipik elektrolizle toz üretim şartları Çizelge 2.2’de verilmiştir.

Çizelge 2.2. Bakır tozu üretimi için tipik elektroliz işlem koşulları [17]

Parametre	Tipik Koşullar
Elektrolitteki bakır derişimi	30 g/l
Elektrolitteki H ₂ SO ₄ derişimi	150-250 g/l
Anot akım yoğunluğu	300-600 A/m ²
Katot akım yoğunluğu	600-4000 A/m ²
Banyo sıcaklığı	40-60 °C
Banyo voltajı	1-2 V
Katot derişimi	% 88 Pb-% 12 Sb

Elektrolizle üretilmiş tozlar genellikle düzensiz, gözenekli veya dendritik yapıda olup düşük paketlenme özelliği gösterirler.

Elektrolitik teknikler titanyum gibi reaktif metallere uygulanmaktadır. Bu toz üretim işlemi geliştirildikçe çok miktarda Nb₃Sn, NbTi, NiTi, Al, Ti, Be, Co, Ta, Pt ve Pd gibi malzeme oluşturma fırsatı vardır.

Normalde elektrolizle üretim sadece metal tozlarının üretiminde kullanılmakta ve alaşım veya bileşiklerle uygulanamamaktadır. Kirlilikler tozların oluşmasını ve katot üzerinde birikmesini engellerler ve bunların çok sayıda oluşum kaynakları vardır. Elektrolizle temizlemeden sonra ürün temizlenmeli ve öğütülmelidir. Bunlar maliyeti ve artık maddeleri önemli ölçüde artırır. Bu nedenler ve diğer çevresel sorunlar elektrolizle toz üretim yöntemlerinin kullanımını sınırlandırmaktadır [17]. Elektrolitik tozların en büyük avantajı yüksek safiyetleri, dolayısıyla iyi sıkıştırılabilirlik özelliklerine sahip olmalarıdır [21].

2.3.3. Kimyasal toz üretim yöntemi

Kimyasal yöntemlerde malzemelerin çoğu toz şeklinde üretilmektedir. Kimyasal sentezlemenin birçok farklı yöntemi vardır: Tozlar, katı, sıvı veya buhar fazı

reaksiyonlarıyla oluşturulur [17]. Bu yöntemle üretilen tozların ebatları 5-10 μm ile 100-500 μm arasında ve değişik şekilli olabilmektedir. Bu üretim yöntemi; gaz altında katının ayrışması, temel ayrışma, sıvıdan çökeltme ve gazdan çöktürme olmak üzere dörde ayırmak mümkündür [22].

Kimyasal ve fizikokimyasal metotlarla metal tozu üretimi, tozun karakteristikleri üzerinde birçok özelliğinin değişimini sağlar. Üretim ve oluşum parametrelerindeki geniş değişim alanı, parçacık boyut ve şeklinin kontrol edilmesine imkân verir. Demir tozlarının üretiminde bu metot çok kullanılmaktadır. Bu yöntemde seçilen cevher öğütülür, kokla karıştırılır, karışım indirgemenin olduğu sürekli fırından geçirilir ve kek şeklinde sünger demir elde edilir. Sünger demir daha sonra öğütülür, metalik olmayan malzemelerden ayrılır ve elenir.

Tozların saflığı ham malzemelere bağlıdır. Düzensiz süngerimsi tanecikler yumuşaktır ve kolayca preslenebilir ve böylece ham mukavemeti iyi olan ürünler oluşur. Benzer şekilde refrakter metaller de oksitlerinin hidrojenle indirgenmesiyle üretilirler [23].

Genel olarak tozların kimyasal saflıkları, elektrolitik ve atomizasyon yöntemlerinde daha yüksek olmasına rağmen kimyasal çöktürme yöntemi ile istenilen toz boyutları ve şekli kolaylıkla üretilmektedir [24].

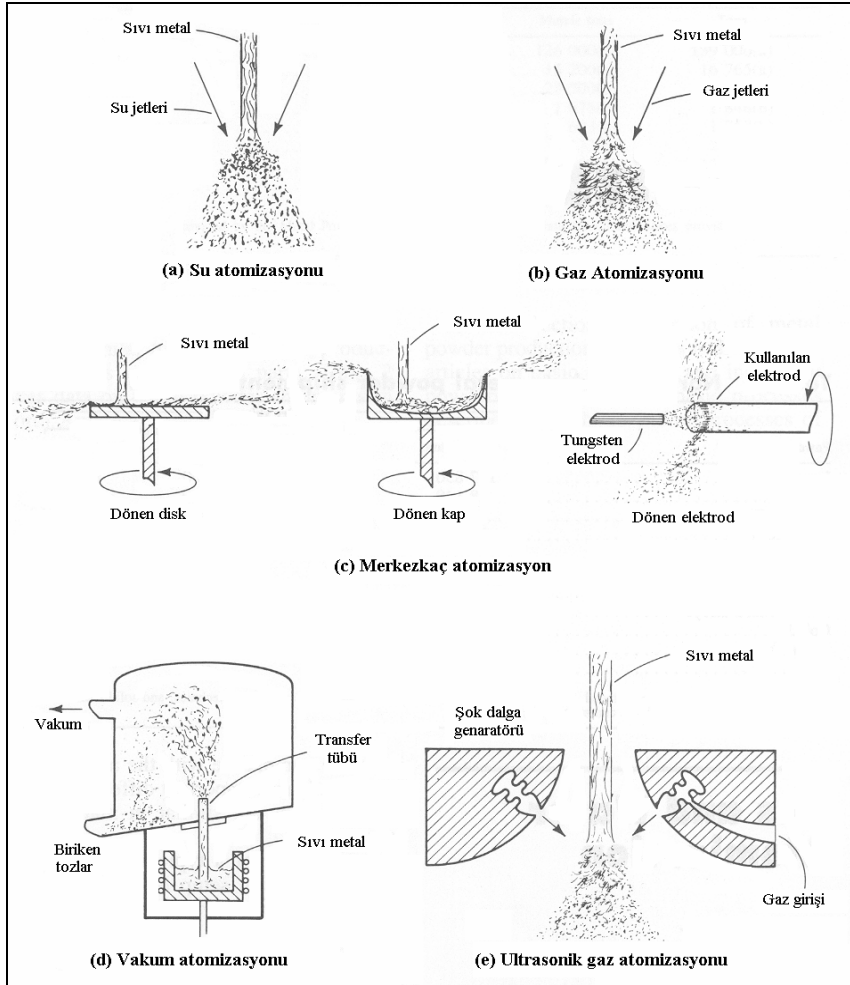
2.3.4. Atomizasyon toz üretim yöntemi

Atomizasyon yöntemi bir sıvıyı damlacıklara ayırma işlemidir [25]. Sıvı metal demetinin basınçlı akışkanlar ile veya mekanik olarak çok küçük damlacıklara ayrılması olarak tanımlanan atomizasyon işlemi için; su atomizasyonu, gaz atomizasyonu, santrifuj atomizasyonu, vakum atomizasyonu ve ultasonik gaz atomizasyonu yöntemleri kullanılmaktadır [26].

Metal ergiyiklerinin atomizasyonu üç aşamada meydana gelir. Bunlar, sıvı metalin parçalanması, uygun bir ortamda soğutulması ve damlacıkların katılaşmasıdır [27].

Bir potada ergitilmiş metal, alt taraftan küçük bir delikten sızdırılarak bir nozuldan püskürtülen gaz veya sıvı jetlerinin etkisiyle küçük damlacıklara parçalanır ve damlacıklar birbirleri ile veya katı yüzeylerle temasa geçmeden hızlıca soğutulur. Ana fikir, ergimiş metali yüksek enerjili gaz veya sıvı çarpmasına maruz bırakarak daha küçük parçalara ayırmaktır. Hava, azot ve argon en çok kullanılan gazlardır. Sıvılar içinde en çok su kullanılır. Nozulun tasarım ve geometrisi, atomize eden akışkanın basıncı ve hacmi, sıvı metalin akış çapı gibi parametreler değiştirilerek toz boyutu dağılımı kontrol edilebilir. Tanecik şekli ise katılma hızıyla belirlenir. Katılma hızının yavaş olması ile küresel şekilli tanecikler elde edilirken, katılma hızının artmasıyla daha karmaşık şekiller elde edilir. Ticari olarak demir, takım çelikleri, alaşımlı çelikler, bakır, pirinç, alüminyum, kalay, kurşun, çinko ve kadmiyum tozlarının üretilmesinde kullanılır. Krom içeren alaşımlar gibi kolayca oksitlenen metallerde atomizasyon, argon gibi asal gazlar yardımıyla gerçekleştirilir. Atomizasyon, alaşımı oluşturan tüm metaller ergimiş durumda tamamen alaşımlandığı için, alaşımların toz halinde üretilmesinde faydalı bir yöntem olup; hemen hemen aynı kimyasal bileşime sahip toz taneciklerinin elde edilmesini sağlar [28].

Günümüzde, kullanılan bütün tozların % 80'inden fazlası atomizasyon tekniğiyle üretilmektedir. Atomizasyon yöntemi ile toz üretim yöntemleri Şekil 2.5'de verilmiştir [29].



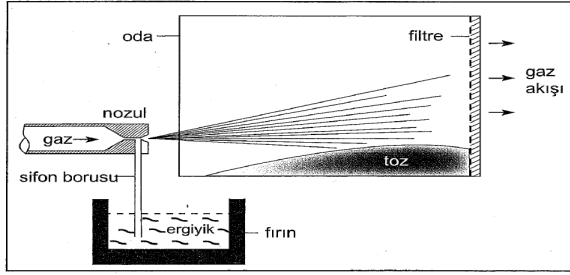
Şekil 2.5. Atomizasyon üretim yöntemleri [30]

Gaz atomizasyonu

Hava, azot, argon ve helyumun sıvı metal demetini parçalayan gaz olarak kullanılması gaz atomizasyonu olarak adlandırılır. Sıvı malzeme nozul çıkışında parfümün püskürtülmesi gibi hızlı gaz genişlemesi sayesinde parçalanır. Donanımın tasarımı, ergitilmiş malzemenin besleme mekanizmasına ve ergitme ve toz toplama odasının yapısına göre değişiklik gösterir. Bununla birlikte ana fikir enerjinin (hızlı genişleyen gazdan) sıvı metal demetine aktarılarak damlacık oluşturulması ve bunların parçacık olarak hemen katılaşmasıdır [17].

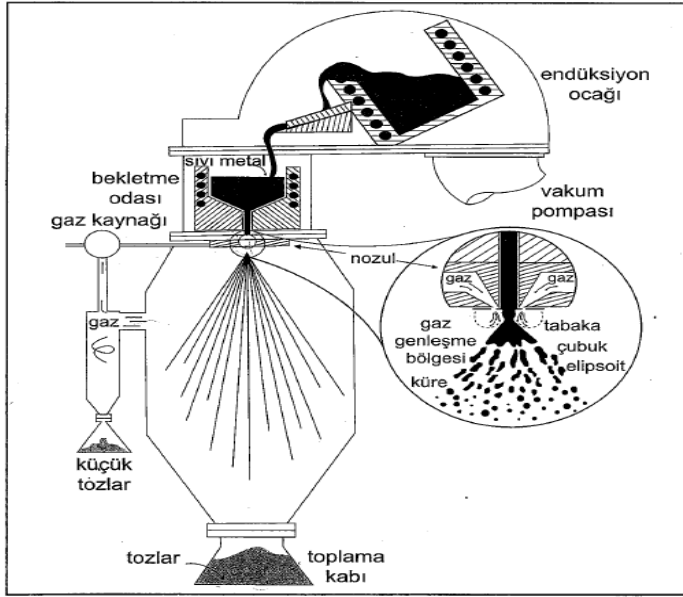
Düşük sıcaklık atomizasyon üniteleri Şekil 2.6'da gösterildiği gibi yatay olarak tasarlanır. Yatay gaz atomizasyonunda nozuldan çıkan yüksek hızlı gaz, sifon etkisi

meydana getirerek sıvı metali gaz genişleme bölgesine çeker. Yüksek gaz hızı daha küçük damlacıklar oluşturur. Toz toplama odası boyunca uçan damlacıklar ısı kaybederek parçacıklar halinde katılaşır. Yatay atomizasyon ünitelerinde geniş filtre alanı tozları tutarken gaz geçişine müsaade eder [17].



Şekil 2.6. Yatay gaz atomizasyonunun şematik gösterimi [17]

Yüksek sıcaklıkta eriyen metaller için düşey gaz atomizasyon üniteleri kullanılır. Düşey gaz atomizasyon ünitesinde tozların oksitlenmesini önlemek amacıyla, asal gaz doldurulmuş kapalı bir oda kullanılır. Şekil 2.7’de düşey asal gaz atomizasyon ünitesi şematik olarak gösterilmiştir. Ergiyik endüksiyon ocağı ile sıvılaşma eğrisinin çok üzerinde bir sıcaklığa (aşırı ısıtma) ısıtılarak soğuk nozula gönderilir. Farklı bir tasarım olarak, sıvı metal demetinin çevresinde dairesel olarak yerleştirilmiş çoklu nozullarla gaz jetleri oluşturulabilir. Atomizasyonda kullanılan gazın miktarından dolayı, geri basınç oluşumunu engellemek için gazın tahliyesi önemlidir. Düşey asal gaz atomizasyonu ünitelerinde siklon ayırıcı kullanmak gereklidir. Siklon gazın geçişine ve geri dönüşümüne müsaade ederken tozları tutar. Atomizasyon kulesinin boyutu en büyük damlacıkların kule duvarlarına çarpmadan önce katılaşmasına fırsat vermelidir [17].



Şekil 2.7. Düşey gaz atomizasyonu ünitesi [17]

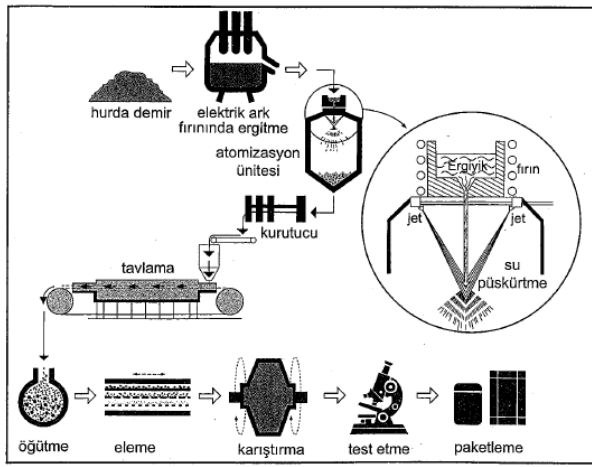
Gaz atomizasyonu tamamen asal gaz ortamında gerçekleştirilebilir ve böylece yüksek saflıkta alaşım tozu üretilebilir. Parçacık şekli küreseldir ve genellikle geniş boyut dağılımlıdır. Fakat çoğunlukla 10 μm üzeri boyutlu tozlar üretilir [17].

Gaz atomizasyon yönteminde çok sayıda değişken vardır. Bunlar; gaz türü, ortam atmosferi, sıvı metal sıcaklığı ve nozula girdiği andaki vizkozite, alaşım türü, sıvı metal akış debisi, gaz basıncı, gaz debisi ve hızı, nozul geometrisi ve gaz sıcaklığıdır. Bu değişkenler ayarlanarak kullanıma göre gerekli özelliklerde tozlar üretilebilir. Gaz atomizasyon yönteminin ana üstünlüğü ürün homojenliği ve üretilen tozun küresel şekilli olmasının sağladığı iyi paketlenme özellikleridir. Gaz atomize tozlar iyi paketlenme ve akış özelliğine sahiptir, görünür ve vurgu yoğunlukları % 60 – 65 teorik yoğunluk civarındadır. Gaz atomizasyonunda sıvı metale ne kadar çok enerji aktarılabilirse üretilen parçacıklarda o kadar küçük olur [17].

Gaz atomizasyon yöntemi, büyük ölçekli olarak pek çok alaşıma uygulanmaktadır. Bunlar arasında çelikler, takım çelikleri, paslanmaz çelikler, kobalt alaşımları, alüminyum alaşımları, nikel alaşımları, değerli metaller (altın, gümüş) ve sert lehim gibi düşük ergime sıcaklığına sahip pek çok alaşım sayılabilir [17].

Sıvı ve su atomizasyonu

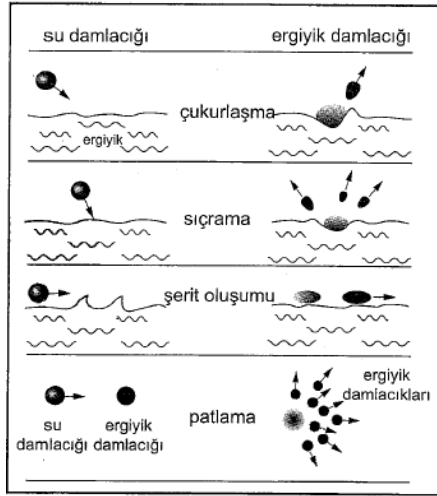
Gaz yerine bir sıvının ergiyik demetini parçalamada kullanılması yaygındır. Sıvılar yağ ve su içerir. 1600 °C'den düşük sıcaklıklarda ergiyen az reaktif malzemeler için suyun kullanımı çok yaygındır. Özellikle maliyetin düşük olmasının istendiği çok sayıda malzemenin tozu su atomizasyonu ile üretilmektedir. Şekil 2.8'de çelik ve demir tozu üretiminde kullanılan su atomizasyonu işlemi örnek olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.8. Su atomizasyon işlemi [17]

Yüksek basınçlı su jetleri ergiyik demetine yönlendirilerek onun parçalanmasını ve hızlı katılaşmasını sağlar. Su genellikle birkaç jetten yönlendirilir. Bu yöntem gaz atomizasyonuna benzer, ancak parçacıklar daha hızlı soğur ve atomizasyon sıvısı çok daha yüksek verimle hızı küçük tozlara aktarılır. Su atomizasyonu işleminde ana kontrol değişkeni basınçtır. Daha yüksek su basıncı daha yüksek su hızı ve daha küçük parçacık boyutu meydana getirir [17].

Yüksek hızlı fotoğraf çalışmalarına dayanarak, Şekil 2.9'da şematik olarak gösterildiği üzere, parçacıkların çukurlaşma, sıçrama, şerit oluşumu ve patlama mekanizmaları ile meydana geldiğine karar verilmiştir. Bunların en sonuncusunu en küçük tozları oluşturur [17].



Şekil 2.9. Su atomizasyonunda olası dört parçacık oluşum mekanizmasının şematik gösterimi; çukurlaşma, sıçrama, şerit oluşumu ve patlama [17]

Hızlı soğutma nedeni ile parçacık şekli düzensiz ve pürüzlüdür. Atomizasyon öncesi, ergiyik, sıvılaşma ergisinin çok üzerine ısıtılırsa daha küresel tozlar elde etmek mümkündür [17].

Uygulamalı çalışmalar sonucu elde edilen deneye dayalı ilişkiler bu yöntemle elde edilen toz malzemelerin ortalama tane boyutu ve dağılımına, suyun basıncı ve hızı, metal eriyik akış açısı, eriyik viskozitesi, eriyik yoğunluğu, eriyik yüzey gerilimi, sıvı metal akış hızının soğutma suyu akış hızına oranı gibi parametreler etki etmektedir. Su atomizasyon yöntemi ile elde edilen tozların genelde ortalama tane boyutu 30- 1000 μm arasında olmaktadır. Üretim parametrelerinin değiştirilmesi suretiyle toz şekli farklılık gösterebilir. Tipik toz şekli düzensiz olup bu tozların sıkıştırma sonrası ham dayanımları yüksektir ve yapısal parçaların imalinde kullanılır. Atomize edilen metal ve kullanılan suyun reaksiyonu ise sistemin dezavantajlarından biridir. Bu nedenle oksijenin sorun olmadığı veya küçük miktarlarda oksijenin tolere edildiği ya da sistemden atomizasyon sonrası işlemlerle kolayca uzaklaştırılabildiği metal ve alaşımlarda kullanılabilir. Oksijen problemine karşı son zamanlarda sentetik yağlar suyun yerini almıştır. Ancak bu durumda da üretilen tozların bileşimine yağdan kaynaklanan karbon girişi olmaktadır. Bu nedenle fazla karbonun üretim sonrası sistemden uzaklaştırılması ek maliyet getirmektedir. Yağlı

atomizasyon daha çok düşük alaşımlı Mn–Cr çelik tozlarının imalinde kullanılmaktadır [20].

Santrifüj atomizasyonu

Santrifüj yönteminde ergimiş metalin damlacıkları yüksek hızda dönen bir diskten fırlatılırlar. İki çeşit santrifüj atomizasyonu vardır. Bunlardan birinde, bir kap içindeki ergiyik metal, ergiyik metalin damlacıklara ayrılması için, uygun bir hızda düşey eksen etrafında döndürülür veya bir metal demeti dönen bir disk veya koni üzerine akıtılır. Diğerinde ise, bir metal çubuk yüksek hızda döndürülür ve serbest uçta elektron ışını veya plazma arkı vb. ile ertilir. Bu ikinci tip işlem, Döner Elektrot Atomizasyonu olarak bilinir ve çubuk düşey veya yatay ekseninde döndürülebilir. Bu uygulamanın önemli bir üstünlüğü, atmosfer kontrollü bir ortamda, hatta vakumda bile çalışabilmesi, böylece çok reaktif olan metallerle ait temiz tozlar üretmesidir [16].

2.4. Difüzyon Alaşımlı Tozlar

Difüzyon alaşımlı çelikler, 1970'lerin sonlarında ön karışımı ve ön alaşımlı çelikler arasındaki boşluğu doldurmak üzere ortaya çıkmıştır. Ön karışımlar, nikel, bakır ve molibden gibi temel alaşım tozlarını yüksek sıkıştırılabilirliğe sahip saf demir esaslı tozlarla karıştırılarak elde edilmiştir [30].

Ön karışımlar yüksek ham yoğunluklarına izin verse de, alaşım tozları kolaylıkla ayrışabilirler ve sinterleme esnasında tamamen çözünemiyorlar. Dolayısıyla bunlardan meydana gelen ürünlerin mekanik özellikleri, T/M ürünleri için yetersiz kalmaktadır. Aksine, ön alaşımlı çelik tozlarından, homojen bir yapı üretilebilir ancak ön karışımı tozlara göre çok daha az sıkıştırılabilmektedir [30].

Difüzyon alaşımlı çelik tozları, saf demir tozunun sıkıştırılabilirliği ile ön alaşımlı tozun dağılmama özelliğini bir araya getirerek, T/M ürünleri için oldukça avantaj sağlamaktadır.

Difüzyon alaşımlı çelik tozları tek presleme ve sinterleme işlemiyle T/M ürünlerinin üretiminde başarı ile kullanılabilmektedir [30].

Difüzyon alaşımlı çelik tozlarının avantajları şunlardır:

1. Demirden gelen doğal yüksek sıkıştırılabilirlik özelliğinin korunması
2. Yüksek ham mukavemet sağlar
3. Alaşım dağılması ve toz karışımının taşınması esnasında topaklanma riskini azaltır
4. Alaşımı oluşturan elementlerin homojen dağılımı sağlanır
5. İyi bir sinterlenebilirlik sağlar

Difüzyon alaşımlı tozlar ayrıca, çift-pres/çift-sinterlemeyi ortadan kaldırmış ve sinterlenmiş durumda elde edilen yüksek sertlik oranından dolayı yüksek mekanik özelliklerin gelişimine olanak sağlamaktadır [30].

2.5. Metal Tozlarının Özellikleri ve Karakterizasyonu

Metal tozlarının bazı özellikleri üretim yöntemlerine göre belirlenmektedir. Toz metalürjisi yöntemiyle üretimin başarısı, kullanılan tozların tane olarak ve kütle olarak fiziksel ve kimyasal özelliklerine bağlıdır [31].

2.5.1. Kimyasal özellikler

Metal tozların en önemli kimyasal özellikleri bileşim ve saflıklarıdır. Saflıkları, kimyasal analizle tayin edilebilir. Sinterlenmiş cisimlerin üretimine ve özelliklerine birinci derecede etki eder. Metal tozlarının saflığı büyük ölçüde maddelerin saflığına bağlıdır. Örneğin, kendi oksitlerinin hidrojenle redüklenmesiyle elde edilen volfram, kobalt ve demir tozlarının saflığı, pratik olarak kullanılan oksitin saflığındandır. Oksijen ve karbon gibi diğer safiyetlerin malzeme içinde ne şekilde bulundukları da önemlidir. Örneğin oksijen, oksit levhaları, erimiş oksit ve absorbe edilmiş gazlar halinde bulunabilir. Oksitlerin redüklenmesi ile hazırlanan metalsel tozlar genellikle muntazam oksit kalıntıları içerirler. Elektroliz, granülizasyon veya pülverizasyonla

elde edilen tozlardan oksijen genellikle oksit kalıntıları halinde bulunur. Karbon ise serbest karbon (grafit), karbür veya katı solüsyon hallerinde bulunur [32].

Mekanik olarak hazırlanmış metal tozları öğütücülerden ileri gelen gayri safiyetler ihtiva ederler (Fe, Mn, C gibi). Elektrolizle hazırlanmış metalsel tozlar çok saftırlar. Toplam gayri safiyetleri % 2'yi geçmez. Karbonil tozların içerdikleri oksijen ve karbon miktarı % 1.5 kadar yüksek olabilir. Bu gayri safiyetler tozun bir ön ısıtma işleminden sonra sinterlenmesi ile ortadan kaldırılabilir. Demirde bulunan kükürt, fosfor, manganez, silisyum gibi gayri safiyetler tozlarda bulunmazlar. Birçok hallerde tozlarda bazı gayri safiyetlerin bulunmasına müsaade edildiği gibi sinterlenen malzemenin tozlarına yabancı maddeler de katılabilmektedir. Örnek olarak elektrik ampullerinde kullanılan volfram tozuna toryum veya alüminyum oksit katılması gösterilebilir. Bütün kimyasal özelliklerin tozların sinterlenmesinde önemli etkileri vardır. Bu nedenle etkilerinin göz önünde bulundurulması gerekir. İlave olarak katılan malzemelerin miktarının artmasıyla da ham mukavemet azalır. Demire grafit veya yağlayıcı ilavesi gibi bazı alaşım elementleri biriketlerin ham mukavemetlerini azaltabilir. Metal tozuna yağlayıcı katılarak yapılan biriketlerin ham mukavemetleri, yağlayıcı katılmadan yapılan biriketlerden epeyce düşüktür [32].

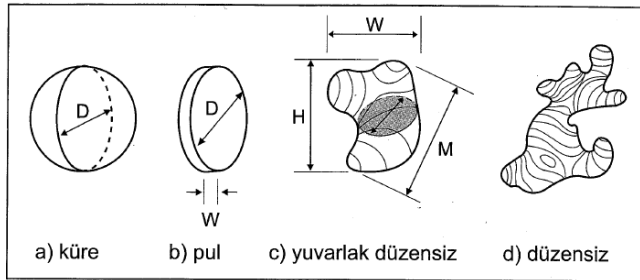
2.5.2. Fiziksel özellikler

Tozların fiziksel özellikleri; tozun boyutu, tozun şekli, görünür yoğunluk, akış hızı, sıkıştırılabilirlik, ham mukavemet ve sertlik gibi özelliklerdir. Presleme ve sinterleme özellikleri de fiziksel özelliklerle yakından ilgilidir [31].

Toz boyutu (parçacık boyutu)

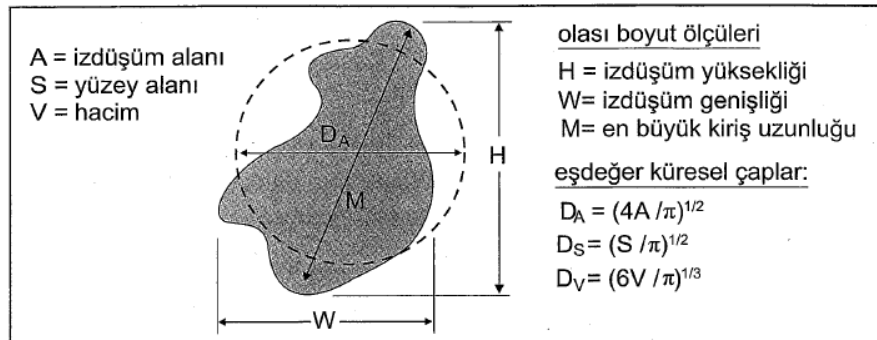
Parçacık boyutu toz metalurjisinin en önemli özelliklerinden birisidir. Parçacık boyutu ölçümü, bir parçacığın boyutlarının belirlenmesidir. Ancak bu belirleme ölçüm tekniğine, ölçülen özgül parametreye ve parçacık şekline bağlıdır. Parçacık boyut analizi çeşitli tekniklerle gerçekleştirilebilir. Ancak, ölçülen parametrelerdeki

farklılıklar nedeniyle çeşitli parçacık boyut analiz tekniklerinin genellikle aynı sonucu vermediği bilinmektedir. Parçacık boyutunu ölçen cihazların çoğu tek bir geometrik parametreyi ölçer ve parçacık şeklinin küresel olduğunu kabul eder. Parçacık yüzey alanı, izdüşüm alanı, en büyük uzunluk, en küçük kesit alanı veya hacmi analizlerde genellikle kullanılan parametrelerdir. Sonuçları yeterince anlamak için varsayılan parçacık şekli ve ölçülen parametre ile ilgili ek bilgiler gereklidir. Şekil 2.10'da örnek boyut parametreleri verilmiştir. Küresel bir parçacık için boyut tek bir parametre olup, çap olarak verilir. Ancak parçacık şekli daha karmaşık olduğunda, boyutu tek bir parametre ile belirlemek zordur. Yassı veya pul şeklinde bir parçacık göz önüne alındığında (Şekil 2.10.b) boyutu tanımlamak için çap ve genişliğin her ikisi de gereklidir. Şekil daha düzensiz olduğunda, olası boyut parametrelerinin sayısı artar [17].



Şekil 2.10. Değişik toz şekillerinin boyut parametreleri [17]

Parçacık tozlar karmaşık şekilli ise üç dört boyut ölçümü gerekir. Çok fazla karmaşık şekilli parçacığın tane boyutu yüzey alanından gidilerek bulunabilir (Şekil 2.11).



Şekil 2.11. Yuvarlak fakat düzensiz şekilli parçacığın izdüşümü [17]

Parçacık boyutu tek bir sayısal değer olarak belirtilmez, örnekleme yığnında farklı boyuttaki tozların boyut dağılımının yüzdesi olarak ifade edilir. Parçacık boyutu ölçüm yöntemleri üç grupta incelenebilir [33]. Bunlar; ayırma yöntemleri, çökelme (sedimentasyon) yöntemleri ve sayım yöntemleridir.

Endüstride en yaygın kullanılan ayırma yöntemleri, elek analizi ve hava ayırma yöntemidir. Elek analizinde tozlar standart eleklerden geçirilerek elenir. Eleme işleminde kullanılan elekler, düzgünce ayrılmış tellerden oluşan kare ızgaralar, teller arasındaki uzaklığa göre ağ (mesh) aralığını oluşturur ve böylece farklı standartlara göre kademe sayısı değişir. ASTM E11 Amerikan standardı ve DIN 66165 Alman standardına göre elek boyutları Çizelge 2.3’de verilmiştir. Parçacık boyut dağılımı, eğer parçacık boyutu 40’µm nin üzerinde ise (minimum elek aralığı) elek analiziyle belirlenir. 5µm’a kadar parçacıklarda ayrıca mikro elekler kullanılmaktadır. Daha ince tozlar, suda askıya alınarak ve lazer difraksiyon yöntemiyle belirlenir.

Sedimentasyonla parçacık boyutu analizi, daha çok ince parçacık boyutlarına uygulanabilir. Parçacık boyutu ve dağılımını sabit bir sıvı içerisinde, parçacığın çökelme hızıyla belirlenir. Bir akışkan (sıvı veya gaz) içerisinde çökelen parçacıklar parçacık boyutu ve akışkan viskozitesine bağlı olarak bir son hıza ulaşır. Bu ölçüm yöntemi, Stoke’nin akışkan dinamiği prensibine dayanır. Buna göre, sabit hızda bir akışkan içerisinde hareket eden küresel bir bünye üzerindeki sürtünme kuvveti; hız, akışkan viskozitesi ve küre çapı ile orantılıdır. Bu prensiple, parçacık boyutu çökelme hızından tahmin edilebilir. En çok bilinen sedimentasyon yöntemi pipet yöntemidir. Parçacık boyutu ve şekline bağlı olarak, sedimentasyon teknikleri daha çok 0.05 ila 60 µm aralığındaki partiküllere uygulanır [13, 30].

Çizelge 2.3. ASTM ve DIN standardı elek boyutları [13, 17, 33]

ASTM E11		DIN 66165	
Mesh Boyutu	Elek Açıklığı(μm)	Mesh Boyutu	Elek Açıklığı(μm)
18	1000	40	$>0 \leq 40$
20	850	63	$>40 \leq 63$
25	710	100	$>63 \leq 100$
30	600	200	$>100 \leq 200$
35	500	315	$>200 \leq 315$
40	425	400	$>315 \leq 400$
45	355		
50	300		
60	250		
70	212		
80	180		
100	150		
120	125		
140	106		
170	90		
200	75		
230	63		
270	53		
325	45		
400	38		
450	32		
500	25		
635	20		

Sayım yöntemlerinde, parçacık boyutu ve dağılımını direk elektrik alanıyla etkileşimin ölçülmesiyle, ışığın saçılması, X-Ray teknikleri veya metalografik yöntemlerle görüntünün incelenmesiyle belirlenir. Elektrik alanı yöntemi, Coulter prensibine dayanır ve bu yöntemde kullanılan cihazlar “Coulter Sayıcı” olarak ifade edilir. Bu yöntem, diğer kenarında elektrot daldırılmış küçük orifis içerisinden geçmesi sebebiyle elektrotta asılı kalan parçacıkların boyut ve sayısını belirler. Orifis içerisinden geçen parçacıklar nedeniyle, dirençteki değişiklikler parçacık hacminin bir oranında genlikte voltaj sinyali üretir, sonuçta bu sinyalleri sayılır. Bu metotla, boyut sınırları çoklu tüp tekniği kullanılarak 0.6–400 μm aralığına kadar genişletilebilir. Diğer sayım yöntemlerinden, ışık saçılması yöntemi, bir dakikadan daha az bir sürede geniş parçacık aralığında analiz yapabilmektedir. Metalografik yöntemler, bir fotoğraf veya projektör ekranı üzerindeki mat bir camda parçacık boyutlarının mikroskopik resimlerinin direkt karşılaştırılmasıyla ölçülür. Yine X-Ray teknikleriyle sayım yöntemi de oldukça küçük parçacıkların boyut analizine

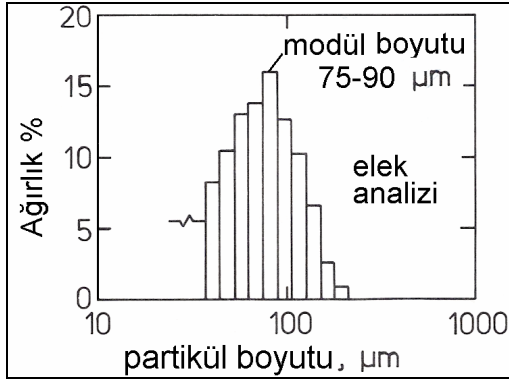
uygulanabilir. X-Ray kırılma yöntemi, parçacık şekli değil sadece parçacık boyutunu belirleyen bir tekniktir [13].

Buraya kadar anlatılan parçacık boyut analizleri, bir parçacığın bazı fiziksel testlere verdiği tepkinin ölçülmesine dayanmaktadır. Genelde küresel parçacık şekli kabul edilmiş, bu nedenle bazı problem ve hatalar meydana gelmektedir. Çizelge 2.4’de parçacık boyut analiz tekniklerini karşılaştırmakta ve uygulanabilir temel boyut aralığını vermektedir [13].

Çizelge 2.4. Parçacık boyut analiz yaklaşımlarının karşılaştırılması [13, 17]

Yöntem	Ölçüm prensibi	Ölçülen parametre	Boyut aralığı, μm	Dinamik oran
Eleme				
Dokuma tel elekler	Ağırlıklandırma	Geçirme	>38	30:1
Elektro şekillenmiş elekler	Bölme	Kesit alanı	>5	10:1
Sedimentasyon				
Hava-yerçekimi	Çökme	Hidrolik	1–50	50:1
Sıvı santrifüj	Hacim	Sürüklenme çapı	0.02–30	50:1
Mikroskopik				
Optik	İz düşümü	Alan	>1	30:1
Elektron	Görüntü	Yay uzunluğu	>0.001	30:1
Isık saçılma	Yayma ışık	iz düşümü alanı	0.1–200	60:1
Elektrik iletkenliği	Elektrolit Akması	Hacim	0.4–400	27:1
Işık engelleme	Işığın kesilmesi	iz düşümü alanı	2–400	30:1
x-ray				
Küçük açılı	Saçılım	Hacim	<0.05	Belirsiz
Büyük açılı	Genişleme	Hacim	<0.2	yok

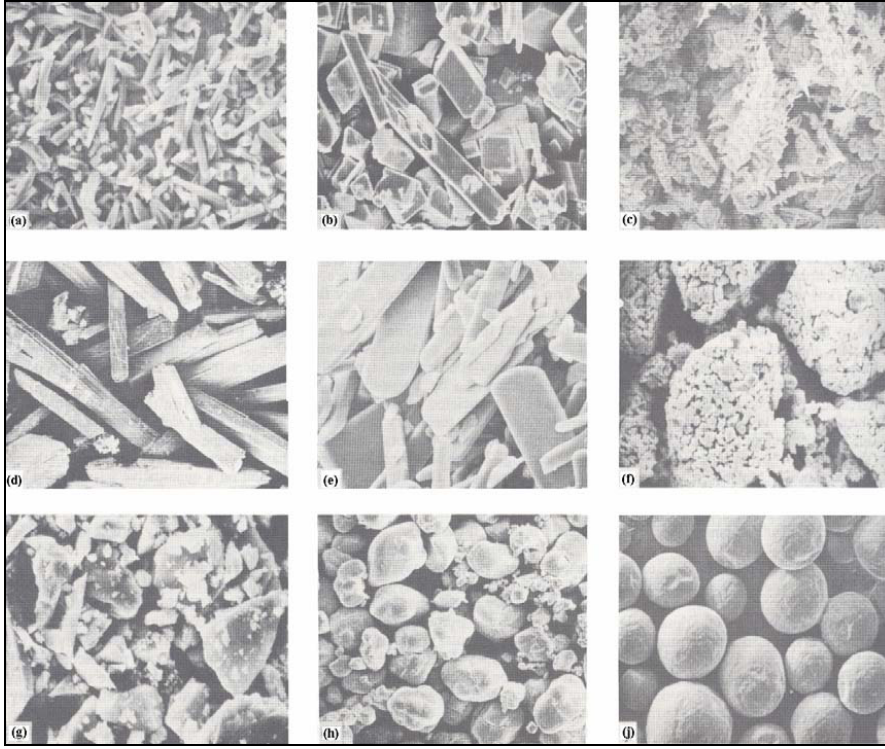
Bu tablo genellikle metal tozları üzerinde elde edilebilir yaklaşık ölçüm aralığını yansıtmaktadır. Yukarıda anlatılan parçacık boyutu belirleme yöntemlerinden elde edilen veriler toplandıktan sonra, dağılım analizi yapılır. Bu veriler, ölçülen boyuttaki toz miktarının histogramı (çubuk) olarak gösterilebilir. Bu tarz gösterimlerde, usul her bir parçacık boyutu için, yığın içindeki yüzde ağırlığı ifade eden tepe noktalarının gösterilmesidir (Şekil 2.12).



Şekil 2.12. Elek analizi toz boyutunun histogram olarak gösterimi [13, 17]

Toz şekli

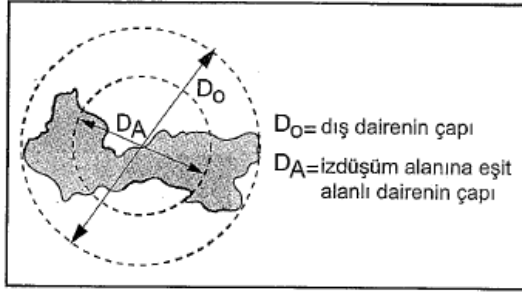
Tozun şekli, toz boyutu gibi toz metalurjisi ürünlerin optimum özelliklerini belirleyen ana karakteristiklerdendir. Metal tozların davranışsal karakteristiklerini belirleyen akma oranı, ham yoğunluk, sıkıştırılabilirlik, sinterlenebilirlik gibi özellikler, tozun boyut ve şekli ile ilgilidirler. Kullanılan atomizasyon yöntemi toz şeklinin belirlenmesinde önemli bir etkiye sahiptir. Gaz veya hava atomizasyonu parçacıkların yuvarlak şekilli olmasına sebep olurken su atomizasyonu, düzensiz şekilli parçacıkların oluşmasını sağlar. Şekil 2.13’de ISO 3252’den alınmış bazı tozlara ait şekiller görülmektedir [34].



Şekil 2.13. ISO 3252’de resmedilen en yaygın toz parçacık şekilleri [34]

- (a) İğne şekilli toz parçacık (b) Köşeli toz parçacık (c) Dentritik toz parçacık (d) Lifli toz parçacık (e) Pul toz parçacık (f) Taneli toz parçacık (g) Düzensiz toz parçacık (h) Yumru toz parçacık (i) Küresel toz parçacık

Parçacık şeklinin sayısal verileri ölçüleri, genellikle mikroskop görüntülerinden elde edilir. Basit bir tanımlayıcı ifade, en büyük parçacık boyutunun en küçük parçacık boyutuna bölümü olarak tanımlanan boyut oranıdır. Boyut oranı, genellikle bilgisayarda görüntü analizinden elde edilir. Küre için boyut oranı 1, çubuk için ise 3-5 arasındadır. Pul şeklinde bir parçacık, 200 gibi yüksek boyut oranına sahip olabilir. Yaygın olarak kullanılan çoğu toz, 1.05 (küresele yakın) -1.4 arası boyut oranlarına sahiptir. D_O/D_A oranına dayanan diğer bir şekil tanımlaması, düzensiz şekilli bir toz için Şekil 2.14’ de gösterilmiştir. Burada; D_O dıştaki çevreleyen çember çapı ve D_A izdüşüm alanına dayalı eşdeğer küresel çaptır. Açık farkla; anlaşılması en kolay şekil tanımlayıcı ifadeler, mikroskop esaslı olanlardır ve bunların izdüşüm görüntülerinden elde edilmeleri de göreceli olarak kolaydır [17].



Şekil 2.14. Düzensiz bir parçacığın izdüşüm görünüşü ve boyutu dairesel çaplara bağlı olarak ölçmenin iki yolu [17]

Yüzey alanı

Yüzey alanı, çok sayıdaki parçacığın dış yüzeyinin ortalama bir ölçüsüdür. Böyle bir ortalama parametre kimyasal tepkimeye girebilirlik, paketlenme, katalitik davranış, adsorpsiyon, kirlenme ve hatta biriketlenme ve sinterleme ile bağlandırıldığından kullanışlıdır [17].

Yüzey alanı arttıkça, birim kütledeki yüzey alanı artar ve bunun sonucu olarak tozdaki sürtünme miktarı artar. Sonuç olarak, parçacıklar daha az verimli bir akış ve paketlenme sergiler. Bu sorunlar sıkıştırma gibi şekil verme işlemlerinde, paketlenme, taşıma, harmanlama ve karıştırma işlemlerinde önemlidir [17].

Görünür yoğunluk (yığılma yoğunluğu), vurgu yoğunluğu, teorik yoğunluk

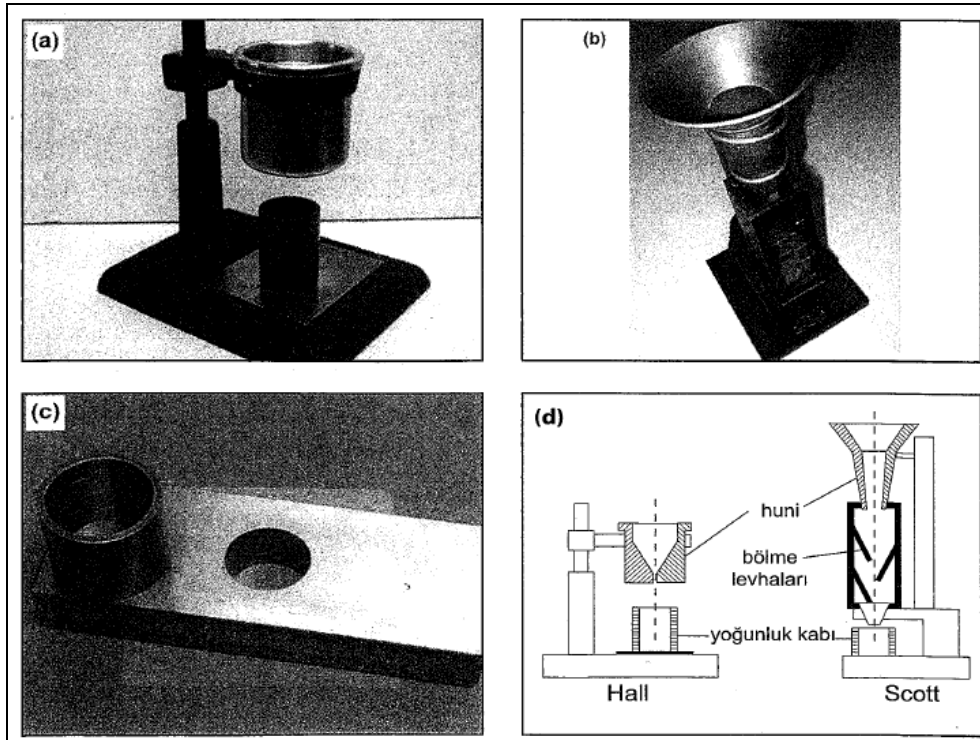
Görünür yoğunluk veya yığılma yoğunluğu, bir tozun sarsılmamış, gevrek durumdaki yoğunluğudur (kütle/hacim) [17].

Vurgu yoğunluğu, dış bir basınç uygulanmaksızın, bir tozun titreştirilerek ulaşılabilen en yüksek yoğunluğudur [17].

Teorik yoğunluk, gözenegin olmadığı durumdaki yoğunluğuna karşılık gelir. Tozların çoğu safsızlıkları veya kirlilikleri soğurduğundan, gözeneksiz yoğunluk

biraz daha düşüktür ve piknometre yoğunluğunu veren gaz basıncı-hacim tekniği ile ölçülür [17].

Görünür yoğunluk çeşitli cihazlar kullanılarak ölçülebilir. Hall, Scott ve Arnold akış ölçer örnekleri Şekil 2.15 da verilmiştir. Hall akış ölçerleri akış hızı ve görünür yoğunluk hakkında bilgi verdiğinden daha büyük parçacıklar için kullanılır. Bu cihaz 2.5 mm çaplı deliği olan 60° açılı bir hunidir. Daha yavaş akan tozlar için 5 mm çapında Carney hunisi kullanılır. Scott düzeneği, akmayan küçük tozlara uygulanır. Son olarak, görünür yoğunluğun ölçümü için toz akışını en aza indiren 20 cm³'lük silindirik bir hacime doldurulan tozun fazlası bir bilezikle sıyrılmasını sağlayan Arnold metre kullanılır. Bu teknik, toz sıkıştırma işlemlerinde kalıp boşluklarının doldurulması ile en iyi bağlantılandırmayı sağlar. Bu test genellikle $\pm 0.1\text{g/cm}^3$ sapma ile tekrarlanabilir ve farklı laboratuarlarda $\pm 0.2\text{g/cm}^3$ farkla üretilebilir [17].



Şekil 2.15. Çeşitli akış ölçer resimleri, (a) Hall akış ölçeri, (b) Scott hacim ölçeri, (c) Tozların paketleme yoğunluğu veya akışını ölçmek için Arnold metre, (d) Hall veya akışını ölçmek için Arnold metre, (d) Hall ve Scott ölçerlerin kesit alanlarının şematik gösterimi [17]

Akış hızı

Akış hızı, 50g ağırlığındaki bir tozun, Hall akış ölçerden aktığı saniye cinsinden süre olarak ifade edilir. Kısa akış süreleri tozların serbest akışını, uzun akış süreleri ise tozlar arasındaki yüksek sürtünmeyi gösterir. Test genellikle, % 5 gibi bir hataya karşılık gelen ± 2 -3sn arasında tekrarlanabilirliğe sahiptir. Görünür yoğunluk ve akış süreleri, huni ve hassas hacimli bir kabın birlikte kullanıldığı Hall akış ölçerleri ile kolayca elde edilir [17].

Sıkıştırılabilirlik

Sıkıştırma tozları şekillendirmenin yaygın bir yoludur. Dolayısıyla, basınca verilen tepki önemli bir toz özelliğidir. Sıkıştırılabilirlik uygulanan bir yük altında tozun yoğunlaşmasını ölçer. Tipik test geometrisi, basit bir silindir veya dikdörtgendir. Kalıp toz ile görünür yoğunlukta doldurulur ve yoğunluk sıkıştırmadan sonra ölçülür. Ham yoğunluk; preslemeden sonraki yoğunluktur ve sıkıştırılabilirliğin ifade edilmesinde temel oluşturur. İki farklı ölçüm kullanılır:

1. Hedeflenen ham yoğunluğa ulaşmak için gereken basınç,
2. Bir basınçta preslemeden sonraki ham yoğunluk.

Sünek tozlarda ham yoğunluk görünür yoğunluğun 2-3 katı olabilir. Sıkıştırma oranı C_R , 400 MPa standart sıkıştırma basıncı altındaki hacim veya yoğunluk değişimini ifade eder:

$$C_R = \frac{V_L}{V_C} = \frac{p_G}{p_A} \quad (2.1)$$

Barada V_L = Gevşek toz hacmi

V_C = Sıkıştırılmış toz hacmi

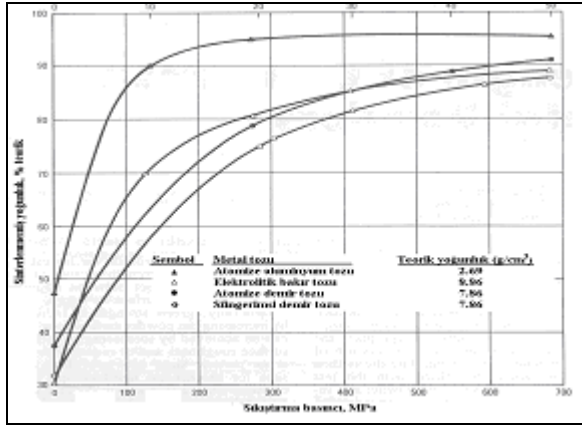
p_G = Ham yoğunluk

p_A = Görünür yoğunluk [17]

Sıkıştırılabilirlik ve birleştirme, tozların basınç altında daha yoğun bir hale getirme olarak tanımlanabilir. Tozun sıkıştırılabilirliği, kalıp dizaynının, parça yoğunluğunun belirlenebilmesinin ve istenen bu yoğunluğu sağlayacak pres seçiminin ana faktörlerindendir. Sıkıştırma oranı, presleme ile elde edilen yoğunluğun, tozun ham yoğunluğuna oranı olarak tarif edilmektedir. Bu oran kalıp derinliğinin ne olması gerektiği konusunda bilgi vermektedir. Daha yüksek ham yoğunluğa sahip tozlar daha kısa kalıplar gerektireceği için tercih edilmektedirler. Tozun sıkıştırılabilirliğine değişik faktörler etki etmektedir [35].

1. Ana malzemenin sertliği; bazı malzemelerin sertliğinin fazla olması sıkıştırılabilmesi için gerekli olan basınç kuvvetlerinin daha fazla olmasını gerektirmektedir.
2. Tozun şekli; tozun şekli ne kadar düzensizse sıkıştırılabilirlik o oranda düşüktür.
3. Tozun gözenekliliği; tozun içindeki küçük boşluklar presleme esnasında tozlar içindeki havanın sıkışmasına dolayısı ile tozların bağlanmasına engel olur. Boşluksuz tozlar en yüksek sıkıştırılabilme özelliklerine sahiptir.
4. Toz boyut dağılımı; aynı boyutlardaki tozların sıkıştırılabilirliği zayıftır. Farklı boyutlardaki tozların karışımı ile tozlar arası boşluklar azaltıldığı için daha iyi sıkıştırılabilirlik elde edilmektedir.
5. Metalik olmayan kalıntıların mevcudiyeti; oksit indirgeme gibi metalik olmayan malzemeler sertliklerinin çok fazla, yoğunluklarının ise az olması nedeniyle sıkıştırılabilirliği azaltır.
6. Katı yağlayıcıların kullanılması; Düşük ağırlıkları buna karşılık çok yer tutan hacimleri dolayısıyla katı yağlayıcıların metal karışıma etkisi sıkıştırılabilirliği artırır.
7. Alaşım elementleri ilavesi; Grafit ve sülfür gibi alaşım ilaveleri genellikle sıkıştırılabilirliği artırır.

Sinterlenmemiş ürün yoğunluğu; ürün için kullanılan ağırlığın, numunenin mikrometre ile ölçülen boyut hacmine bölünmesiyle bulunur. Değişik metal tozları için sıkıştırılabilme karakteristikleri Şekil 2.16'de verilmiştir.

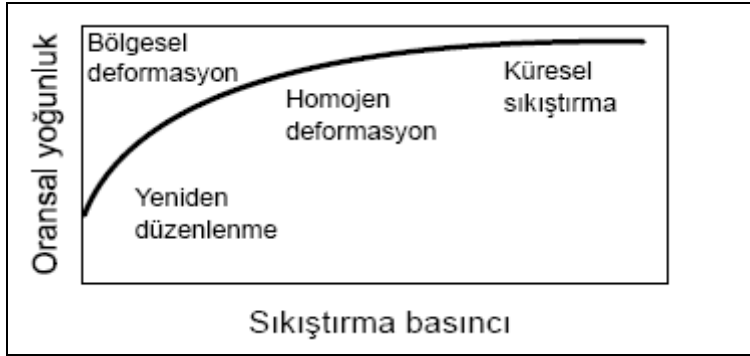


Şekil 2.16. Değişik metal tozları için sıkıştırılabilirlik karakteristikleri [35]

2.6. Sıkıştırma (Şekillendirme) Metodları

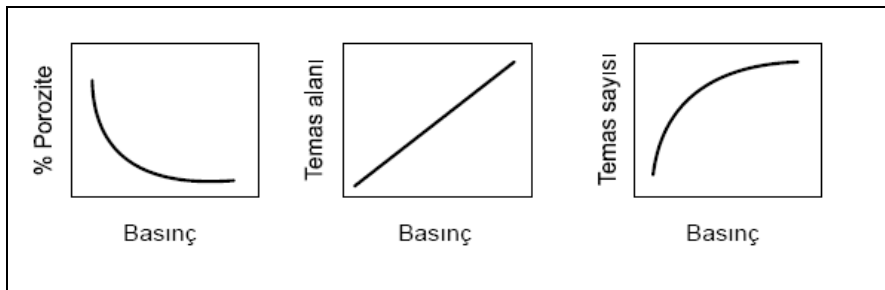
Metal tozları kalıpla şekillendirildiğinde tozun serbest olarak kalıp boşluğunu çok iyi ve tam olarak doldurması arzu edilmektedir. Tozlar kalıp içinde soğuk olarak preslendiğinde, teorik yoğunluğa mümkün olduğunca yaklaşılması arzu edilir. Eşit presleme basıncına rağmen her metal tozunda presleme sonucunda ulaşılan yoğunluk, o malzemenin teorik yoğunluğuna göre çok farklıdır. Bu durum; tozun malzeme cinsine (özellik yüzey, üretim yöntemleri), tozun tane iriliği, şekli ve yüzey durumuna ve tozun görmüş olduğu ön işlemler gibi önemli faktörlere bağlıdır.

Malzeme ne kadar yumuşaksa, preslenebilirliği o derece yüksektir. Preslenebilirlik, toz tanelerinin preslemede kendi aralarındaki ve tanelerle kalıp arasındaki sürtünmeyle de yakından ilişkilidir. Şekil 2.17’de presleme anında uygulanan basınç ile yoğunluk değişiminin basitleştirilmiş bir diyagramı verilmiştir. Bu diyagram birbirinden açıkça ayrılamayan dört bölgeden oluşmaktadır. Yoğunlaşma hızı, kompakt yoğunluğu arttıkça sürekli olarak azalmaktadır. Gözenek miktarı, koordinasyon sayısı ve temas alanı uygulanan basınç ile değişmektedir [36].



Şekil 2.17. Partikül paketlenmesinde basınç ile teorik yoğunluk değişiminin gösterilmesi [36]

Partiküller üzerine basınç uygulanmasıyla birlikte ilk anda noktasal temaslarda elastik deformasyon meydana gelir. Basıncın artmasıyla partiküller yeniden düzenlenir ve kayma ile temas eden partikül sayısı artar. Eş zamanlı olarak, temas alanları genişler ve her temas noktasının etrafındaki plastik deformasyon bölgesi genişleyerek yayılır. Temas noktalarında basıncın yoğunlaşmasıyla, gözenek boyutunu küçültecek ve gözenekliliği azaltacak şekilde komşu gözeneklere kütle akışı meydana gelir. Genişleyen temas noktalarıyla beraber deformasyon sertleşmesi meydana gelir. Her iki etken de ileriki seviyelerde yoğunlaşma için gerekli olan gerilme miktarını arttırmaktadır. Yüksek yoğunluklarda etkili bir deformasyon ve gerçek partikül karakterleri kaybolur. Küresel şekilli bronz partiküllerin kompaktlanması sırasındaki porozite, temas alanı ve temas sayısının kompaktlama basıncı ile değişimi Şekil 2.18’de gösterilmektedir.



Şekil 2.18. Partiküllerde presleme basıncına bağlı olarak porozite, temas sayısı ve temas alanının değişimi [36]

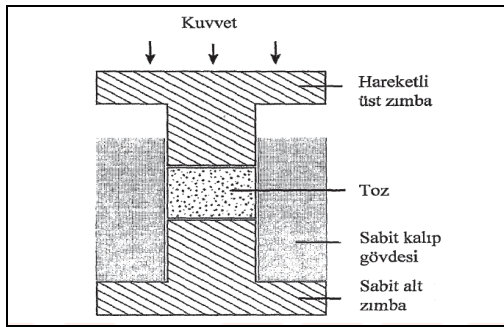
Sıkıştırma esnasında basınç arttıkça bölgesel deformasyon, pürüzleri yassılaştırır ve deformasyon temas bölgelerine yayılır. Temas bölgelerinde gerilme dağılımları değişkenlik göstermektedir. En büyük basma gerilmesi temas noktalarının merkezindeyken, en küçük basma gerilmesi temas noktalarının kenarlarındadır. Düşük basınçlarda gerilme temas noktalarında yoğunlaşır. Daha yüksek basınçlarda kompakt boyunca homojen deformasyon meydana gelir. Üçüncü aşamada kütle boyunca deformasyon sonucu sertlik değerlerinde artış sağlanır. Çok yüksek sıkıştırma basınçlarında üç ya da daha fazla parçacığın birleşme noktalarında küçük gözenekler bırakacak şekilde küresel deformasyon meydana gelir. Bu durum 1 GPa'lık gerilme ve % 95 teorik yoğunluk değerinde başlar. Sıkıştırmanın bu aşaması pratikte çok ender görülür. Sıkıştırma sonrasında basıncın azalmasıyla kompakt elastik olarak rahatlamakta ve bu durum geriye doğru yayılma olarak nitelendirilmektedir [36].

2.6.1. Tek hareketli sıkıştırma

Geleneksel olarak tek hareketli toz sıkıştırma tertibatı Şekil 2.19' da şematik olarak gösterilmiştir. Çoğu sıkıştırma alt ve üst kuvvet zımbası kullanılarak yapılmaktadır. Üst zimba tozun kalıp boşluğuna dolum esnasında geri çekilir. Toz dolumu esnasında alt zımbanın pozisyonu dolum pozisyonu olarak adlandırılır. Alt zımbaya önceden belirlenen toz miktarına göre pozisyon verilir. Toz bir dış besleme kabından, kalıp içine şarj edilir. Dolum ve paketlenmedeki her titreşim, preslenen parçada yoğunluk değişimlerine neden olur. Alt zımbanın pozisyonu, tozun dolumu esnasında değiştirilebilir. Dolum işleminden sonra presleme pozisyonu için alt zımbanın pozisyonu sabitleştirilir ve üst zimba kalıp içine itilir. Her iki zımbayla toz kütlesi üzerine stres oluşturmak üzere yük uygulanır. Sonunda üst zimba geri çekilir ve alt zımbanın itelenmesi ile kütle çıkarılır. Bu tip kalıplarda genel problem yüksek basınçlardaki aşınmadır. Bu nedenle toza yağlayıcı katılmasıyla bu problem en aza indirilir [37].

Sürtünmeyi en aza indirmek, uygun bir yoğunlaşma elde etmek ve sıkıştırılabilirliği artırmak için yağlayıcılar kullanılır. En çok kullanılan yağlayıcılar çinko stearat,

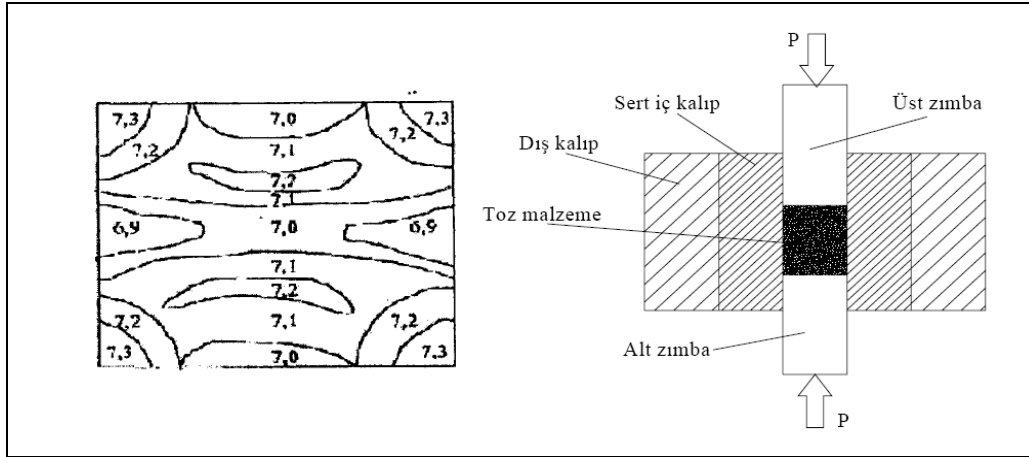
stearik asit ve asetondur. Kalıp duvarının tozlardan çizilmemesi ve aşınmaması için çok sert olması gerekir. Bundan dolayı genellikle sert metal kalıplar kullanılmaktadır. Diğer önemli faktör ise, yükseklik ve çap arasındaki ilişkidir. Tek eksenli preslemede, başlangıçta kalıba doldurulan toz kütlesindeki yüksekliğin çapa oranı ($Y/\Ç$), presleme sonrası yoğunluk dağılımını direkt etkilediğinden önemlidir. Bundan dolayı bu limitin, $Y/\Ç \leq 4$ olması önerilmektedir [38].



Şekil 2.19. Geleneksel tek yönlü sıkıştırma tertibatı [37]

2.6.2. Çift hareketli sıkıştırma

Şekil 2.20’ de gösterilen preslemede toz, birbirine zıt yönlü olarak hem alt, hemde üst zimba tarafından aynı anda sıkıştırılmaktadır. Her yönden eşit veya farklı miktarda hareket veya basınç uygulanır. Çift yönlü sıkıştırma ile kalıp içerisinde boydan boya dengeli bir sıkıştırma temin edilir. Bu yöntemde sıkıştırılan parçadaki yoğunluk dağılımı, tek yönlü sıkıştırma ile elde edilen parçaların yoğunluk dağılımından daha homojendir (Şekil 2.20).



Şekil 2.20.Çift yönlü sıkıştırma yoğunluk dağılımı ve çift yönlü kalıbın şematik gösterimi [39]

2.6.3. Ilık sıkıştırma

Ham yoğunluğun artırılmasında kullanılan diğer bir yöntem, ılık sıkıştırma adı verilen, tozun ve kalıbın sıkıştırma işleminden önce ısıtılmasıdır. Mesela, demir tozu oda sıcaklığından 180 °C ısıtıldığı zaman ham yoğunluğu % 2.5 artar. Ilık sıkıştırma tekniği, ısıyla polimerlerin parçacıkları birbirine yapıştırması esasına dayanır. Tozun ve sıcak yapıştırıcının biraz yumuşaması yoğunluk kazanılmasına ve ham mukavemetin artmasına sebep olur. Uygulamada, tipik toz ve kalıp sıcaklığı 150 °C ve sıkıştırma basıncı 700 MPa civarındadır [17].

Tozu ve presi ısıtmak için mikrodalga ve yağlı ısıtıcılar kullanılır. Polimerlerin çok ısınması, ürünün homojenliğine etki edeceği için sıcaklığın sıkı kontrolü gereklidir. Çelik tozu ile 150 °C’de yapılan testlerde, oda sıcaklığında yapılan sıkıştırmaya göre yoğunluk % 1-3 artmıştır. Ilık sıkıştırılmış parça oda sıcaklığına soğuduğu zaman, polimerin sertleşmesinden dolayı mukavemet kazanır. Fakat çatlak oluşumunu engellemek için ham parçanın kalıptan çıkartılması sırasında üstten baskı uygulamak gereklidir.

Ilık sıkıştırma ile kazanılan yoğunluk artışı, sinterlenmiş özelliklerde iyileştirmeye yol açar [17].

2.6.4. İzostatik presleme (sıkıştırma)

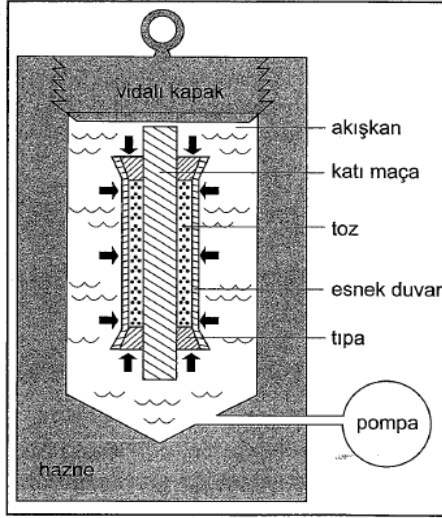
Büyük, uzun, ince veya kalıpta sıkıştırma yöntemleriyle homojen olarak yapılamayacak parçaların üretiminde kullanılır. İzostatik presleme, kalıp yüzeyi sürtünmesi olmadığı için kalıpta sıkıştırma yöntemine göre biraz daha fazla yoğunluk verir. İzostatik preslenmiş parçalarda yoğunluk gradyanları daha küçük olduğu için büyük sinterleme daralmaları sırasında çarpılma olmaz. Bundan dolayı; sert metaller, kalıp çelikleri, paslanmaz çelikler ve birçok seramikler büyük parçaların şekillendirilmesinde kullanılır [17].

Soğuk izostatik presleme (sıkıştırma)

Tek eksenli kalıpta tozların sıkıştırılması sık kullanılmakla birlikte, başka sıkıştırma metotları da vardır. Soğuk izostatik presleme (CIP), kademeli ve karmaşık şekilli parçalar veya boy-çap oranının büyük olduğu parçalar için tercih edilir. CIP işleminde, toz esnek bir kalıp içinde sızdırmaz hale getirilir. Bu toz-kalıp bileşimi yağ veya su gibi bir sıvının olduğu kabın içinde sıkıştırılır. Genellikle yağlayıcılar kullanılmaz. Bununla beraber, sert metallerin ham yoğunluğunu artırmak için bazı parafinler ilave edilebilir. 1.400 MPa'a kadar sıkıştırma basınçları mümkün olmasına rağmen, CIP genellikle 420 MPa altındaki basınçlarda yapılır.

Soğuk izostatik preslemenin iki tipi ıslak ve kuru kalıplama tekniğidir. Islak kalıplamada, doldurulup sızdırmazlığı sağlanmış esnek kalıp bir sıvı haznesine konur ve Şekil 2.21'de görüldüğü gibi dışarıdan bir hidrolik sistemle basınç uygulanır. Bu çizim; tozun katı bir maça çubuğu etrafında sıkıştırılarak içi boş bir borunun nasıl üretileceğini göstermektedir. Sıkıştırılma yapıldıktan sonra esnek kalıp hazneden dışarı alınır ve sıkıştırılmış parça maça çubuğundan ve esnek kalıptan çıkarılır [17].

Kuru kalıplama yöntemi seri üretimlerde kullanılır. Esnek kalıp basınç haznesi içine monte edilmiştir. Esnek kalıp şekil değiştirir fakat hazneden dışarı çıkarılmaz. İki uçtaki tapalar vasıtasıyla toz doldurulur ve parça esnek kalıptan çıkarılır.



Şekil 2.21. Soğuk izostatik sıkıştırma [17]

2.6.5. Yüksek basınçlı sıkıştırma

Bazı malzemelerde, tam yoğunlukta ham parça oluşturmak için yüksek sıkıştırma basınçları kullanılır. Bu teknikte alışılmış sıkıştırmada kullanılanlardan çok daha yüksek basınçlar uygulanır. Eğer basınç aynı zamanda hızla uygulanırsa ilave faydalar sağlanır. Basınçlar 1 GPa'lı aşar ve bazı durumlarda 3 GPa'la kadar çıkar. Bu basınçlara dayanabilecek özel kalıplar gereklidir. Çok fazla hacim kapladığından dolayı yağlayıcı toz ile karıştırılarak kullanılmaz, sadece kalıp duvarları kullanılır. Parça içinde kirlilik olmaması için tozun temiz olması gerekir. Yüksek enerji ve basınçlarla teorik yoğunluklara ulaşmak mümkündür.

Böyle sıkıştırmalarda, kalıp parçalarının eğilmemesi için boyları kısa tutulur. İşlenmesi zor olmasına rağmen, sadece sert metaller bu basınçları taşıyabileceklerinden kalıp malzemesi olarak kullanılırlar [17].

2.7. Sinterleme

Sinterleme (pişirme), malzeme tozlarının sıcaklığın etkisiyle birbirlerine difüzyon yoluyla birleşmesini sağlayan ve kademeli bir şekilde tozlar arasındaki gözenek hacmini azaltan bir yüksek sıcaklık işlemidir [40].

Sinterleme sıcaklığı, tek bileşenli sistemlerde metalin ergime sıcaklığının $2/3$ veya $4/5$ 'i alınarak tespit edilirken, birden fazla bileşenli sistemlerde, ergime sıcaklığı yüksek olan bileşenin ergime sıcaklığının altında, ergime sıcaklığı düşük olan bileşenin ergime sıcaklığının üzerinde seçilebilir. Demir alaşımları $1000 - 1300$ °C, refrakter metaller $2000 - 2900$ °C arasındaki sıcaklıklarda sinterlenirler [41].

Sinterleme süresi kullanılan malzemeye göre değişir. Elmas alaşımları ve refrakter metaller için yarım saatten az bir zaman çoğu durumda yeterlidir. Sert alaşımlar ve mıknatıs alaşımlarında olduğu gibi birçok hallerde de birkaç saat süren bir sinterleme uygulanmalıdır. Sinterleme zamanı ve sıcaklığı arasında basit bir bağıntı vardır. Sinterleme sıcaklığı yükseldikçe sinterleme zamanı kısalırken, düşük bir sinterleme sıcaklığı sinterleme zamanının uzamasına sebep olur.

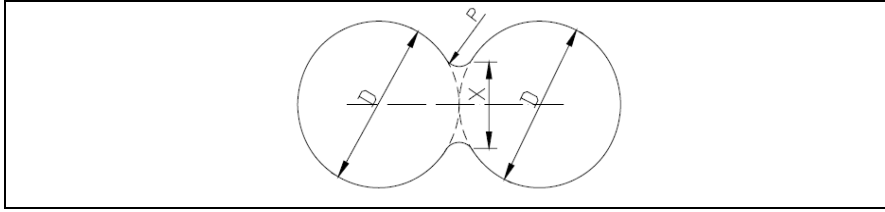
Toz kütlelerinde ise sahip oldukları büyük yüzeylerden dolayı yüzey enerjisi bulunur. Sinterleme sırasında tozların birbirleriyle bağlanması ve toz yüzeylerinin düzelmesiyle yüzey alanları azalır ve buna bağlı olarak yüzey enerjisi de azalır [42].

Preslenmiş (ham) parçada sinterleme sırasında boyut, yoğunluk, mukavemet, sertlik, elektrik ve ısı iletkenlik elastik modülü gibi özellik değişimleri olur [17].

Sinterleme işlemi genellikle kontrollü atmosfer ortamında yapılır. Sinterlenen parçaların sinterleme sıcaklığına çıkış hızları, sinterleme sıcaklığında kalma süreleri ve soğuma hızları ürün özelliklerini doğrudan etkilemektedir [43, 44].

2.7.1. Sinterleme mekanizması

Tozların preslenmesinden sonra, küresel şekilli toz parçacıkları noktasal olarak temas halindedirler. Şekil 2.22'de iki küresel parçacığın sinterleme profili verilmiştir. Sinterleme işlemi sırasında, temas eden parçacıklar arasındaki bağlar kuvvetlenir ve kaynaklaşmalar oluşur. Sinterleme işleminde, parçacıklarda önce bir boyun büyümesi ve ilerleyen sinterleme zamanı ile gözeneklerde büzülme oluşur. Daha sonra, gözenek kanalları kapanarak gözenekler kapalı gözenek şekline dönüşürler.



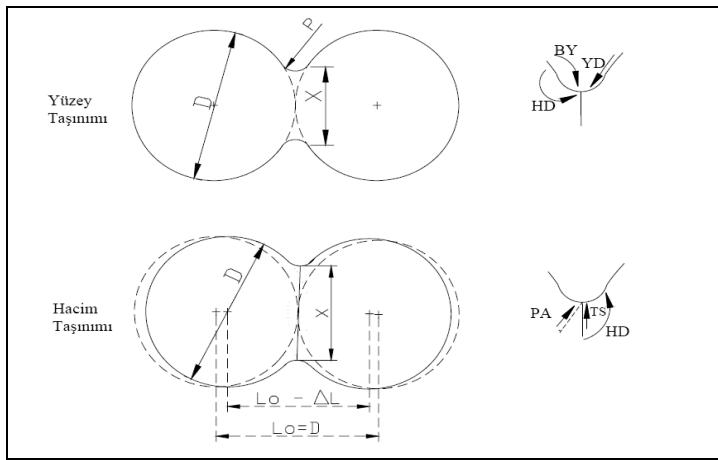
Şekil 2.22. İki küresel parçacığın sinterleme profili (X =boyun çapı, D =küre/parçacık) [45]

Sinterlemenin oluşabilmesi için atomların yeterli yayınmaya sahip olması gerekir. Atomik yayınma sıcaklığın bir fonksiyonu olduğundan, sinterleme önemli derecede sıcaklığa bağlıdır. Sinterleme işlemi, yüzey enerjisi ile alakalı olduğundan ince ve düzensiz tozlar için kaba küresel tozlara göre daha çok enerji harcanır.

Sinterlemeden önce toz kütlelerinin özelliklerinin bilinmesi önemlidir. Şekillendirme sırasında tozlar deforme olmamışsa Van der Waals bağlarının bir sonucu olarak tanecikler arasında zayıf bağlar oluşur. Preslenmiş parçalarda ise bu durum farklıdır. Özellikle temas bölgelerinde uygulanan basınç, yüzey filmlerinin bozulmasına sebep olur. Böylece sinterlemeden önce, uygulanan basıncın etkisiyle toz parçacıklarının temas ettiği küçük alanlarda oluşan sıkışmaların sonucunda yapışmalar meydana gelir [45].

Temas halindeki tozların sıcaklığın etkisiyle atomların yayınmasıyla malzeme transferi başlar. Malzeme transferinin mekanizması, harekete geçirici kuvvetlerin kütle akışı meydana getirmesi ile çalışır. Hacim ve yüzey taşınımı olmak üzere iki türlü malzeme transferi vardır (Şekil 2.23). Sinterlemeyi kontrol eden yüzey taşınımı, tane yüzeyinde kütle akışı meydana getirir. Yaygın sinterleme özelliklerinin yüzey taşınımıyla geliştirilmesine rağmen boyutsal değişim olmaz ve yoğunluk sabit kalır. Yüzey taşınımı sırasıyla yüzey difüzyonu ve buharlaşma-yoğunlaşma olmak üzere iki önemli mekanizma yardımcı olur. Yüzey taşınımıyla boyutsal değişim olmaz, fakat sinterlemedeki hacim taşınımı boyutsal değişmeye sebep olmaktadır. Hacim taşınım mekanizması; hacim difüzyonu, tane sınırı difüzyonu, plastik ve viskoz akıyı kapsar. Plastik akının önemsiz olduğu düşünülür. Sinterleme sırasında karşılaşılan yüzey gerilmesi yeni dislokasyonlar üretmek için yetersiz kalır. Bununla birlikte,

elektron mikroskobu ile ince tozlar ısıtılırken, boyun bölgesinde dislokasyon hareketinin meydana geldiği görülmüştür. Her iki taşınım mekanizmasında da blok parça yüzey alanı, boyun büyümesiyle azalmasına rağmen, sinterleme sırasında esas değişiklik yoğunlukta meydana gelir. Genellikle hacim taşınım mekanizması son sinterleme bölgesinde aktiftir. Bu değişik difüzyon mekanizmaları malzemeye, tane boyutuna, sinterleme devresine, sıcaklığa ve diğer bazı işlem parametrelerine bağlıdır [45].



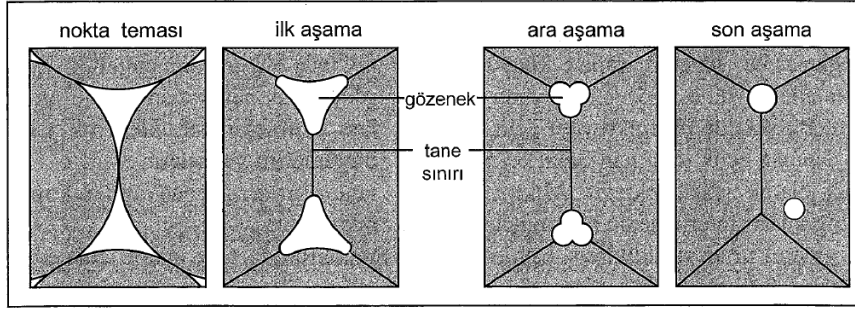
Şekil 2.23. Çift küre sinterleme modeli üzerinde gösterilen malzeme transfer mekanizmaları.[17]

Yüzey taşınım mekanizması, yüzeyde kütle hareketi sağlayarak boyun büyümesi meydana getirir (BY= buharlaşma-yoğunlaşma, YD= yüzey difüzyonu, HD= hacim difüzyonu). Hacim taşınım mekanizmasında ise boyun büyümesinin oluşumu için iç kütle kaynakları kullanılır (PA= plastik akış, TS= tane sınırı difüzyonu, HD= hacim difüzyonu) [39].

Sinterleme üç devrede olabilir. Bunlar: ilk sinterleme devresi, orta sinterleme devresi ve son sinterleme devresidir.

İlk sinterleme devresinde; birbirine temas eden tozlar arasında önce bir boyun büyümesi ilerleyen sinterleme süresi ile gözeneklerde büzülme meydana gelir ve gözenek kanalları kapanarak, kapalı gözenek şekline dönüşürler. Boyun bölgesinin

içine doğru net bir kütle akışı vardır. Boyun yarıçapının ($X/2$), parçacık çapına (D) oranının 0.3'den az olduğu kısım sinterlemenin başlangıcının ilk aşaması olarak adlandırılır (Şekil 2.24) [39].



Şekil 2.24. Sinterleme aşamaları [17]

Orta sinterleme devresinde; hacim ve tane sınırı difüzyonu ile gerçekleşen yoğunluk artışı ve tane büyümesidir. Orta kademedeki gözenekler, ilk kademeye göre daha düzgün şekillidir ve birbirine bağlı silindirik yapıya sahiptir. Fakat açık gözenekler son sinterleme devresine kadar kalır. Bu durumlarda boyutsal değişim arzu edilmez. Böyle durumlarda yoğunlaşmayı en aza indirmek için kısa sinterleme zamanı, düşük sinterleme sıcaklığı ve yüksek sıkıştırma basıncı kullanılır [39].

Orta sinterleme devresinin başlangıcında, gözenekler tane sınırına yerleşmiş durumdadır. İlerleyen sinterleme zamanı ile gözenekler ve tane sınırları arasında bazı etkileşimler meydana gelir. Bu etkileşimler iki tür mekanizmayla oluşur:

1. Tane büyümesi sırasında gözenekler tane sınırı hareketiyle sürüklenir,
2. Tane sınırları, gözeneklerin yerlerinden ayrılması ile bozulur.

Sinterleme sıcaklığı arttıkça tane sınırlarının hareket oranı artar. Gözenekler tane sınırından daha yavaş hareket ettikleri için tane sınırlarından ayrılırlar. Tane içerisindeki gözeneklerin ayrışması sertlik artışına neden olur ve teorik yoğunluk da % 70 ile % 90 arasında değişir (Şekil 2.24). Orta sinterleme devresinin sonucunda, silindirik gözenekler, tane büyümesini yavaşlatmada o kadar etkili olmayan küresel

gözeneklere dönüşmeye başlar. Bu da sinterlemenin son aşamasının başlangıcının göstergesidir.

Son sinterleme devresinde; tane sınırlarından ayrılmış ve izole edilmiş kapalı küresel gözeneklerin oluşumu sinterlemenin son devresini tanımlar. Bu küresel gözenekler hacim taşınım mekanizması ile büzülür ve gözeneklilik oranı azalır. Yoğunlukta % 92' yi geçen bir teorik yoğunluk görülür [39].

2.7.2. Katı – hal sinterleme

Katı hal sinterleme işleminde içyapıda sıvı faz oluşmaz. Ergime sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta katı halde difüzyon ile tanecikler arasında bağ oluşmaktadır. Eğer bileşenlerin ergime sıcaklıkları çok farklı değilse sinterleme sıcaklığı bütün bileşenlerin ergime sıcaklıklarından düşük olmalıdır. Katı hal sinterlemesi sırasında aşağıdaki aşamalar gerçekleşir [46].

1.Partiküller Arası İlk Bağın Oluşması: Malzeme ısıtılırken sinterleme işleminin ilk aşamalarında bağ oluşumu gerçekleşir. Bağ oluşumu atomların yayınımları ve bunun sonucunda oluşan tane sınırının oluşumunu içerir. Bu işlem çok yakın fiziksel teması olduğu birbirine komşu toz partikülleri arasında gerçekleşir. Ön şekil verilmiş malzemelerde bağlanma sağlayacak yeteri kadar temas noktaları vardır. Bağlanma işleminin büyük bir kısmı sinterleme sıcaklığına kadar geçen ısıtma işlemi sırasında ve sabit sinterleme sıcaklığının ilk anlarında gerçekleşir. Sinterlemenin bu aşamasında malzemede boyutsal değişim olmaz. Fakat bu aşamada sertlik ve dayanımda önemli değişiklikler olur [47].

2.Boyun Büyümesi: Sinterlemenin ilk aşaması ile yakından ilgilidir. Oluşan bağ bölgelerine boyun adı verilir. Bu aşamada boyunlar boyutsal olarak büyür. Bu durum sinter kütlesi içerisinde daha büyük oranda bağlanmayı ifade eder. Fakat gözeneklerde bir azalma olmaz. Ayrıca gözeneklerin sürekliliğine de etki yapmaz. Eğer, ön şekil verilmiş malzemedeki gözenekleri düzensiz ve birbiyleriyle bağlantılı olarak düşünersek, boyun büyümesi bu kanalların daha düzenli pürüzsüz olmasını

sağlar. Sinterlemenin ilk anlarında boyun büyümesi bu kanalların daha düzenli pürüzsüz olmasını sağlar. Sinterlemenin ilk anlarında boyun büyümesinin hızlı bir şekilde meydana geldiği kabul edilirse. Sinterlemenin diğer aşamalarının oluşumu sırasında boyun büyümesi devam edebilir. Bu durum özellikle sinterlemenin üçüncü ve beşinci aşamalarında oluşan yeni bağların büyümesi ile olur [47].

3.Gözenek Kanallarının Kapanması: Bu aşamada gözeneklerde önemli değişiklikler olur düzensiz şekilli ve birbiriyle bağlantılı gözenek kanallarının kapanması kapalı ve izole olmuş gözeneklerin oluşmasına neden olur.

4.Gözeneklerin Yuvarlaklaşması: Gözeneklerin yuvarlaklaşması, boyun büyümesinin doğal bir sonucudur. Gözenek yüzeylerinden boyun kısmına malzeme taşınımıyla gözenekler daha yuvarlaklaşır. Gözenek yuvarlaklaşması gözenek küçülmesini getirmemekle birlikte aynı zamanda gerçekleşir. Gözenek yuvarlaklaşması hem kapalı hem de birbiri ile bağlantılı gözenekler için geçerli olmasına karşın genellikle kapalı gözenekler için düşünülür. Yeterli süre ve uygun sıcaklıkta çok düzgün küresel gözenekler elde etmek mümkündür. Yüksek sinterleme sıcaklıkları gözenek yuvarlaklaşmasını artırır. Bu aşama gözeneklerin sinterlenmiş malzemenin mekanik özelliklerine etkisi bakımından çok önemlidir [47].

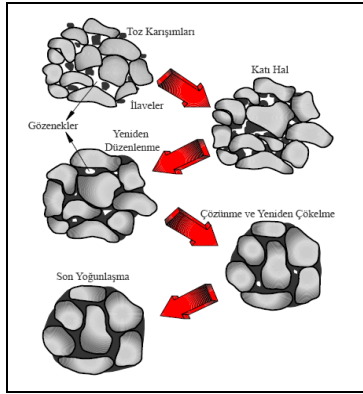
5.Gözenek Küçülmesi: Gözeneklerin küçülmesi veya azalması sinterlemenin en önemli aşamasıdır. Sinterlemenin özelliklerinden biri olmasına karşın, bu aşama gerçekleştirilmeden de sinterleme işlemi bitirilebilir. Gözenek küçülmesinin en önemli göstergesi, parçanın hacimce küçülmesidir. Bu olay katı malzemelerin gözeneklere gözeneklerdeki gazın dış yüzey hareketini kapsamaktadır. Yoğunluk artışının ölçülmesi genellikle sinterlemenin ilerlemesinin göstermesine karşın, sinterlemenin diğer aşamaları sonucu malzeme içerisinde oluşan değişimleri yansıtmaz. Ön şekil verilmiş malzemenin yoğunluğu arttıkça, gözenek küçülmesi aşamasının önemi azalır. Toz metalurjisinin de malzemedeki gözeneklerin tamamen yok edilmesi istenilen bir hedeftir. Fakat gerek sıcaklık gerekse süre nedeniyle bunun gerçekleşmesi ekonomik olmamaktadır.

6.Gözenek İrileşmesi: Bu aşamada kapalı küçük gözeneklerin iri gözeneklere hareketi daha büyük kapalı gözeneklerin oluşması gerçekleşir. Toplam gözenek sayısı azalırken, gözenek yüzdesi değişmez ve ortalama gözenek boyutu artar. Dolayısıyla bu aşamada yoğunluk artışı olmaz [47].

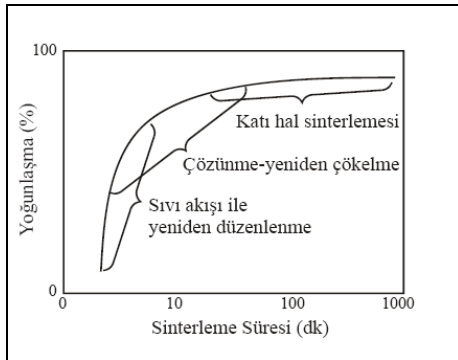
2.7.3. Sıvı faz sinterlemesi

Sıvı faz sinterlenmesinde sıvı faz oluşumu için iki ana mekanizma vardır. Bunlardan birincisi farklı kimyasal bileşimlerde toz karışımı kullanmak olup en yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir. Sinterleme sırasında farklı bileşimdeki tozların etkileşimi ile sıvı faz oluşur. İkincisi ise; sıvı fazın toz karışımında bulunan bileşenlerden bir tanesinin ergimesi ile veya ötektik faz oluşumu ile oluşmasıdır. Oluşan bu sıvı faz çözünme durumuna göre sinterleme sırasında alaşım oluşumu ile ortadan kalkabilir veya sinterleme süresince içyapıda sürekli olarak bulunabilir [46].

Geleneksel sıvı faz sinterleme süreçleri birbiri üzerine binen üç aşama ile açıklanabilir. Sıvı faz sinterlemesinin temel aşamaları ve mikroyapısal değişim Şekil 2.25’de verilmiştir. İlk aşamada toz karışımları bir sıvının olduğu sıcaklığa kadar ısıtılır. Sıvı oluşumu ile katı parçacıklar üzerinde sıvının ortaya koyduğu kuvvete bağlı olarak hızlı bir şekilde başlangıç yoğunlaşması söz konusudur. Sistem yüzey enerjisini en düşük duruma indirmeye çalışırken gözeneklerin giderilmesi gerçekleştirilir. Yeni düzenlenme boyunca mikroyapı kılcal hareketler doğrultusunda viskoz bir katı olarak davranır. Gözeneklerin giderilmesi sinterlenen kompaktın viskozitesi ile artar. Sonuç olarak yoğunlaşma hızı sürekli olarak azalır. Geleneksel sıvı faz sinterlemesinin üç temel kademesi ve zamana bağlı olarak yoğunlaşma değişimi Şekil 2.26’da gösterilmiştir [48].



Şekil 2.25. Geleneksel sıvı faz sinterlemesi ve bağıntılı mikroyapısal değişimler [48]



Şekil 2.26. Sıvı faz sinterlemesinde aşamaların şematik olarak gelişimi [48]

Sıvı faz sinterlemesinin son aşaması katı hal kontrollü sinterlemedir. Katı iskelet yapının varlığı sebebiyle yoğunlaşma bu aşamada yavaştır. Bu aşamada baskın olan süreçler aslında, tüm sıvı faz sinterlemesi boyunca aktiftirler, fakat yavaş oluşumları sebebiyle katı hal sinterlemesi, sinterleme çevriminin son aşamasına kadar önem teşkil etmez. Mikroyapısal irileşme, yayınma yoluyla devam etmesine rağmen katı iskelet yapının direnci daha ileri seviyede yeniden düzenlenmeyi engeller. Gözenekler eğer hapsolmuş gaz içeriyorsa parçada şişme meydana gelecek şekilde genişleyecektir [48].

2.7.4. Sinterleme atmosferleri

Sinterleme atmosferleri dikkatli seçilmelidir. T/M ürünler gözeneklidirler. Bu yüzden teorik yoğunluğa sahip aynı malzemelere karşılık, bu ürünlerin çok daha büyük bir

alanı fırın atmosferine maruz kalmaktadır. Sinterleme sıcaklığı da ısıtma işlem sıcaklığından daha yüksek olarak düşünülebilir. Dolayısıyla, malzeme ile içinde bulunduğu atmosfer arasında kimyasal reaksiyonlar gelişebilir. Ticari uygulamalarda sinterlemede kullanılan atmosferler; endotermik gaz, ekzotermik gaz, kırılmış amonyak gazı, hidrojen ve vakumdur. En çok kullanılan sinterleme atmosferi endotermik gazdır. Endotermik gaz doğal gazın yanmasıyla elde edilir [49].

Fırın atmosferi; azot, su buharı, karbon monoksit, hidrojen, karbon dioksit ve metan karışımından oluşur. Fırın atmosferine hava ilavesi ile yanmanın özellikleri kontrol edilir. Bu hava-gaz oranı çıkan yanmış gazların özelliklerini belirler. Endotermik gaz ortamında hava-gaz oranı yaklaşık 2.4 iken ekzotermik gaz ortamında yaklaşık 9 ve üzerindedir. Ekzotermik gaz ortamı tam yanma ile sağlanır [49].

Sinterleme Atmosferi Gereksinimleri: Sinterlemede kullanılan atmosferler, şu fonksiyonları sağlamalıdır. Havanın fırın içine girmesini engellemelidir, çığlenmeyi önleyebilmelidir, T/M ürün üzerinde oluşabilecek oksitlenmeyi azaltmalıdır, çelik parçalardaki karbon miktarını koruyabilmelidir, özel uygulamalarda karbonu çıkarabilmelidir, özel uygulamalarda soğutma esnasında oksidasyonu kontrol edebilmelidir ve ısıtma verimi üniform olarak taşıyabilmelidir [49].

3.TEMEL ISIL İŞLEMLER

Isıl işlem, genelde metal veya alaşımlara istenilen özellikleri kazandırmak amacıyla katı halde uygulanan kontrollü ısıtma ve soğutma işlemleri olarak tanımlanır. Isıl işlemin Türk Standartlarındaki (TS1112 EN 10052-2002) tanımı ise, katı haldeki metal veya alaşımlara belirli özellikler kazandırmak amacıyla bir veya daha çok sayıda, yerine göre birbiri peşine zamanlanarak uygulanan ısıtma ve soğutma işlemleri olarak verilmektedir [50].

Çeliklere uygulanan bazı temel ısıl işlemler aşağıda verilmiştir.

3.1. Su verme ve Temperleme

Temperleme işlemi çelik sertleştikten sonra yapılırsa da metal ısıl işlemleri arasında daha az öneme haiz değildir. Temperleme sıcaklıkları genelde alt dönüşüm sıcaklığından düşüktür. Temperlemenin ana amacı çeliğin tokluğunu arttırmak, mukavemet ve sünekliği sağlamak, homojenliği arttırmak ve gevrekliği yok etmektir. Su vererek oluşan martensit çok sert ve kırılgan bir yapıdır. Temperlenmemiş martensit genelde ticari kullanım için fazla kırılgan olur ve birçok gerilimlere neden olur. Yukarıda bahsedildiği gibi, çeliğe su verilerek yüzey sertleştirmede, işlenecek parçanın sadece çok ince bir yüzey tabakası ısıtılır. Yüzey, çok kısa sürede görece yüksek bir sıcaklığa ısıtılır. Önemli miktarda bir “yüzeyden-merkeze sıcaklık farkı ve çelik dönüşüm olayı”, iç gerilimlerin artışına neden olur. Sertleştirip su verdikten sonra temperlemek için çeliği yeniden ısıtma, bu iç gerilimlerin azalmasına ya da gevşemesine neden olur. Diğer bir deyişle, temperleme sayesinde işlenen parçanın mekanik özelliklerini geliştirmek ve elde edilen sertliğin çoğunu kaybetmeden, bir önceki ısıl işlem aşamasından kaynaklanan gerilimleri azaltmak mümkündür [51].

Temperleme sıcaklıkları genelde 120-600 °C aralıklarındadır. Eğer çelik 120 °C’den daha düşük bir sıcaklığa ısıtılırsa metalin yapısında bir değişiklik olmaz ve temperleme gerçekleşmez. Düşük sıcaklıktaki temperlemeler genellikle 120-300 °C arası sıcaklıklarda gerçekleştirilir. Düşük sıcaklıkta temperlemenin amacı gerilimi

azaltmaktır. Sertlik azaltma genelde 1-2 HRc'yi geçmez. Temperleme sıcaklığı 600 °C'den yüksek olursa, çeliğin yapısındaki temel değişiklikler sertlikteki önemli ölçüde bir kayba neden olabilir. Sertliğin azaltılması 15 HRc'yi geçer ve maksimum sertlik genelde 33-44 HRc aralığındadır. Dolayısıyla temperleme, gerekli sertliği sağlamak ile düşük bir gerilim ve metalde sünek bir içyapı elde etmek arasında makul bir ödünleşmedir [51].

Temperlemenin tüm iç gerilimi yokedeceği gibi yanlış bir genel kanı vardır. Hepsini yoketmez ama önemli ölçüde azalma sağlar. Temperleme çeliğin daha yumuşak olmasına neden olur ve distorsiyondaki değişimi ve kırılma ihtimalini azaltır. Su verme ile temperleme arasındaki süreyi en azda tutmak önemlidir. Geçiş süresi yeterince uzun olursa iç gerilimin, distorsiyona ya da kırılmaya izin vermeye yetecek kadar zamanı olabilir. Dolayısıyla su verme ile temperleme arasında geçen, temperlemeyi ya azaltacak ya da yok edecek uzun bir süre, hem ısıtma hem de su verme sürelerinden daha uzundur. Sertleşmenin başlaması saniyeler, temperlemenin başlaması dakikalar sürebilir [51].

Eğer temperleme doğru bir şekilde yapılırsa, sertlikte sadece çok az bir kayıp olacaktır. Elde edilen iç gerilimin dağılması, gerekli sünekliğin ya da tokluğun oluşturulması, işlenen parçanın sertleştirilmiş yüzeyinin altından merkeze doğru yönelmiş tehlikeli maksimum gerilimlerin ötelenmesi ve çeliğin işlenebilirliğindeki artış, sertlikteki hafif azalmayı telafi eder [51].

3.2. Normalleştirme

Normalleştirme çeliği üst dönüşüm sıcaklığından fazla ısıtıp, oda sıcaklığına soğumasına izin vermekle elde edilebilir. Normalleştirme çoğu zaman çok uzun bir zaman alır (tavlamadan çok daha uzun) ve bu birkaç saat sürebilir. Normalleştirme, bir sonraki ısıl işlemin yapılabilmesi için metal yapının bir önceki duruma dönmesini sağlamak için yapılır. Bazı parçalar, kolay şekillendirilebilmesi için küresel hale getirilir. Genelde sertleştirmeden önce normalize etmek gerekir [51].

3.3. Tavlama

Tavlama, soğutma esnasındaki ıslak kalma süresinin çok daha uzun olması dışında, normalleştirmeye çok benzer. Tavlama sıcaklıkları genelde 700-900 °C'dir. Tavlamanın amacı daha çok, sertliğin azaldığı ve sünekliğin arttığı temperleme gibidir. Bu, daha yüksek bir sıcaklık uygulanarak yapılırsa daha esnek bir yapı elde edilir. Bir pinyon yivinin tavllanması buna iyi bir örnektir. Tüm pinyon yüzeyi yaklaşık 58 HRC'ye sertleştirilir ve yiv 35-40 HRC'ye tavllanır. Böylece yiv merkezdeki materyalden daha sert ve çok sünek olur. Bu da, ağır bir tork uygulandığında parçanın kırılma ihtimalinin olmadığı çok güçlü bir parçanın üretimini sağlar.

Normalleştirme ve tavlama, sertliği ve mukavemeti azaltırken şu faydaları sağlar:

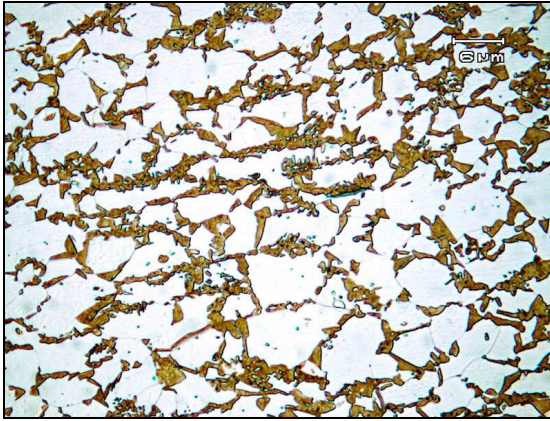
1. İşlenebilirlik ve şekillenebilirlikte
2. Saflaştırılmış çelik yapısı
3. İç gerilimlerde ciddi ölçüde azalma [51].

3.4. AKT Isıl İşlemleri ve Çift Fazlı Çelikler

AKT ısıtılma işlemi ötektoid altı çeliklere uygulanır. Bu sebeple istenilen mekanik özellikleri elde edebilmek için sertleşebilirlikleri sade karbonlu çeliklere oranla daha iyi olan, düşük miktarda karbon ve diğer alaşım elementlerine sahip olan yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA) çelikler tercih edilir [52].

AKT ısıtılma işlemleriyle çift fazlı mikroyapılar üretilir. Bu nedenle bu tip çeliklere çift fazlı çelikler denir. Çift fazlı mikroyapı esas olarak söz konusu çeliklerin Fe-Fe₃C faz diyagramında A₁-A₃ sıcaklık aralığında (ferrit-östenit bölgesinde) herhangi bir sıcaklığa kadar ısıtılıp, bir süre tutulup östenitin martensite dönüşebileceği hızlarda soğutulmasıyla üretilir. Çift fazlı çelikler, yumuşak ferrit matris içerisinde adacıklar biçiminde dağılmış martensit fazı içeren çeliklerdir. Çift faz terimi bu çeliklerin ferrit ve martensit fazlarından dolayı kullanılmaktadır. Çift fazlı çelikler üstün özelliklerini

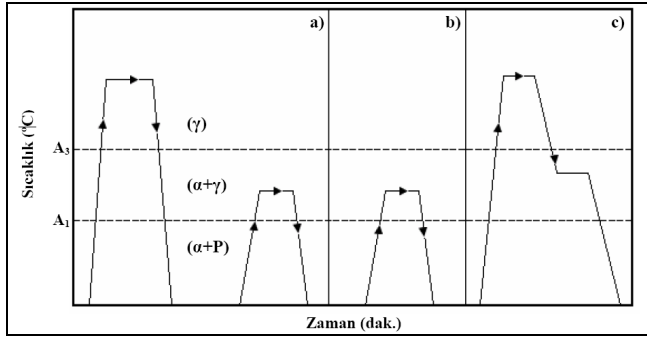
metalografik yapısından almaktadır. Yani bir fazın üstün özelliklerinden yararlanırken, aynı fazın istenmeyen özelliklerinin başka bir faz yardımı ile denetim altına alınmasıdır. Şöyle ki fazlardan biri sert olup (martensit) gerekli dayanımı sağlarken, diğeri yumuşak faz olup (ferrit) süneklik sağlar. Her iki özelliğin bir arada bulunması ile dayanım ve süneklik özelliği yüksek olan bir mikroyapı elde edilmiş olur. Şekil 3.1’de bir çift fazlı çelik mikroyapısı gösterilmektedir.



Şekil 3.1. Ferrit (açık renk) martensit (koyu renk) mikroyapısına sahip çift fazlı bir çelik [53]

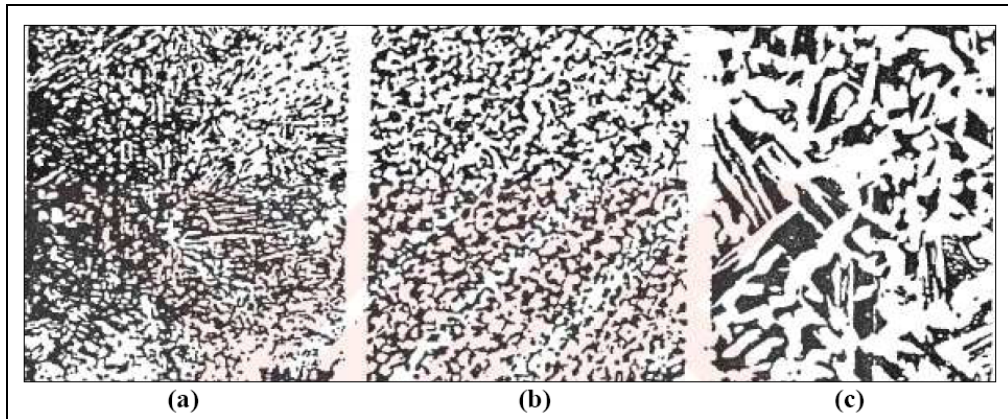
Çift fazlı çeliklerin mikroyapıları dönüşüm yoluna bağlı olduğundan, değişik ısı işlemlerle elde edilen mikroyapılar arasında önemli farklar mevcuttur. Çift faz elde etmek için uygulanan başlıca ısı işlem çevrimleri Şekil 3.2’de şematik olarak gösterildiği gibi şunlardır.

1. Su verme ve AKT
2. Doğrudan AKT
3. Kademeli olarak AKT



Şekil 3.2. Çift faz ısıt işlemleri için sıcaklık aralıklarının şematik olarak gösterimi,
a) Su verme ve AKT b) Doğrudan AKT
c) Kademeli olarak AKT [53]

Şekil 3.2.'de şematik olarak gösterilen üç farklı AKT ısıt işlem çevrimi sonucu elde edilen mikroyapılar Şekil 3.3'de verilmektedir.



Şekil 3.3. Farklı çift faz ısıt işlem teknikleri sonucu elde edilen mikroyapılar.
a) Su verme ve AKT b) Doğrudan AKT
c) Kademeli olarak AKT [53]

Şekil 3.2.(a)'da görülen su verme ve AKT işleminde östenit bölgesinden su verilmiş malzemenin tekrar iki fazlı bölgeye ısıtılması, primer martensit dilim sınırları boyunca östenitin çekirdeklenmesine neden olur. Bu işlem sonucu fiberli (lifli) martensit, ferrit matris içerisinde dağılmaktadır (Şekil 3.3.(a)).

Şekil 3.2.(b)' de $\alpha + \gamma$ bölgesinde tavlama işleminde malzemenin başlangıç mikroyapısı ötektoidaltı ferrit ve perlitten oluşmaktadır. İkili bölgede tavlama ile

oluşan östenit, ferrit-sementit (karbür) ara yüzeyinde çekirdeklenir ve büyür. Su verildikten sonra mikroyapı, ferrit sınırları boyunca ince küresel martensitten oluşmaktadır (Şekil 3.3.(b)).

Şekil 3.2.(c)' de görülen kademeli olarak AKT işleminden önce östenitleme yapılır, sonra $\alpha + \gamma$ bölgesine malzeme soğutulur. Sıcaklık iki fazlı bölgeye düşünce ferrit, primer östenit tane sınırları boyunca çekirdeklenir ve büyür. Ferrit (α) ve östenitten (γ) oluşan yapı hızla soğutulduğunda ferrit yapı tarafından çevrelenmiş kaba martensit parçacıkları meydana gelmektedir (Şekil 3.3.(c)) [53].

3.4.1. AKT esnasında östenit oluşumu ve büyümesi

Kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında östenit dönüşümü gerçekleştiğinden bu adım çift fazlı çelik ısıtılmasının ilgi çeken bir adımı olmuştur. Çünkü kritik tavlama sırasında dönüşümü gerçekleştiren östenit, su verme işlemi sırasında martenzite dönüşerek çift fazlı çeliğin mekanik özelliklerini doğrudan etkiler.

Kritik tavlama sıcaklığı bağımsız bir parametre olmayıp çeliğin bileşimine göre değişmektedir. Eş. 3.1 ve Eş. 3.2'de verilen ve Andrews bağıntıları olarak bilinen bağıntılar yardımıyla A_1 ve A_3 sıcaklıkları hesaplanabilir [54].

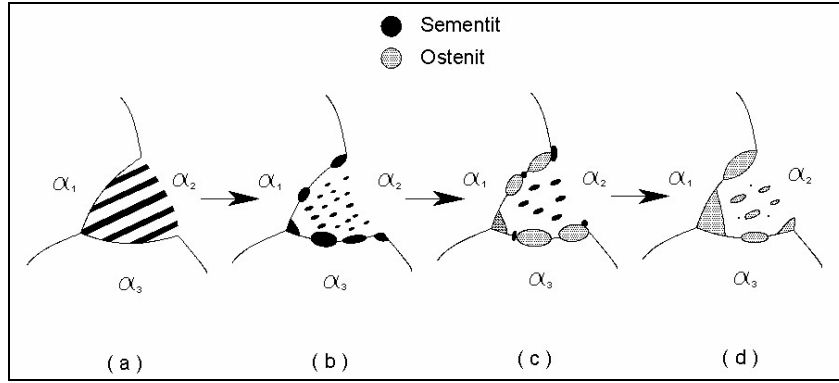
$$Ac_3 = 910 - 203 C - 15.2 Ni + 44.7 Si + 104 V + 31.5 Mo + 13.1 W \quad (3.1)$$

$$Ac_1 = 723 - 10.7 Mn - 16.9 Ni + 29.1 Si + 16.9 Cr + 290 As + 6.38 W \quad (3.2)$$

Kritik sıcaklıklarda tavlama iki aşamada gerçekleşmektedir;

1.Östenitin Çekirdeklenmesi: Araştırmacılara göre östenit ilk olarak ferrit- ferrit tane sınırlarında ve sementit parçacıkları üzerinde, karbonca zengin alanlar üzerinde oluşur. Bu konuda Young'ın, normalize edilmiş % 0.08 C içerikli çelikte düşük kritik sıcaklıklarda tavlama esnasında östenit oluşumunu inceledikleri çalışma ile

oluşturdukları model temel olarak kabul edilebilir. Bu model Şekil 3.4’de görülmektedir.



Şekil 3.4. Kritik tavlama sırasında östenitin oluşum aşamaları (a) Ferit +perlitten oluşan başlangıç mikroyapısı (b) Ferit – ferrit tane sınırlarında bulunan sementitin küreselleşmesi ve sementit parçacıklarının büyümesi (c) Ferit–ferrit faz tane sınırlarında bulunan sementit parçacıkları üzerinde östenitin çekirdeklenmesi (d) Küreselleşmiş perlit kolonilerindeki sementit parçacıklarının üzerinde östenitin çekirdeklenmesi ve ferrit - ferrit tane sınırlarında büyümesi [54]

Östenitin çekirdeklenmesi üzerinde başlangıç mikroyapısı da oldukça önemli bir rol oynamaktadır. Kim ve Thomas, morfolojinin çift fazlı çeliğin mekanik özellikleri üzerindeki etkisini inceledikleri çalışmalarında üç farklı başlangıç mikroyapısı seçerek bunlar üzerinde östenitin çekirdeklenmesini incelemişlerdir. Önce A_3 sıcaklığı üzerinden daha sonra $\alpha + \gamma$ bölgesinden su verilmiş numunelerde östenitin, A_3 sıcaklığı üzerinden su verilme sırasında oluşan martensitin çita tane sınırlarında, ara kritik çift faz numunelerinde ise ferrit –sementit tane sınırlarında östenit üzerinde çekirdeklendiğini, östenit çift faz numunelerinde ise ferritin önceki östenit tane sınırlarında çekirdeklendiğini bildirmişlerdir [54].

Saleh ve Priestner’in yapmış oldukları çalışmada, östenit oluşumu üzerinde mikroyapının etkisi daha farklı olmuştur. 8 farklı Si içeriğine sahip soğuk haddelenmiş numuneler üzerinde yapmış oldukları çalışmalarda başlangıç mikroyapısının ferrit ve ferrit tanecikleri içerisinde yerleşik dağılmış karpitten oluştuğunu bildirmişlerdir. Bu başlangıç mikroyapısından östenitin çekirdeklendiği bölgeye bağlı olarak iki farklı östenit morfolojisi elde edilebilir. Östenit hem ferrit

taneleri içerisinde dağınık halde bulunan karpitin ferrit tane sınırlarında hem de yeniden kristalleşmemiş ferritin tane sınırlarındaki karpit parçacıklarında çekirdeklenebilir [54].

2. Östenitin Büyümesi: Speich, Damarest ve Miller, kritik tavlama sırasında östenitin oluşumunu inceledikleri çalışmalarında % 0.6–1.2 C ve % 1.5 Mn içerikli çelikler üzerinde çalışmışlar ve östenit oluşum basamaklarını üç temel başlık altında incelemişlerdir:

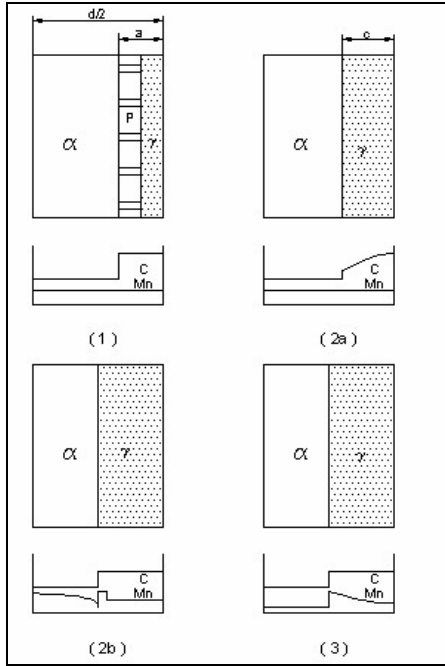
1. Aşama: (Perlitin Çözünmesi) Bu aşama östenitin ferrit- perlit ara yüzeyinde çekirdeklenip büyümesi ile başlamakta olup, perlit tamamen çözününceye kadar devam eder. Östenitin dönüşümünün bu aşamasını kontrol eden temel faktör karbonun perlitin içerisindeki lameler boşluklara difüzyonudur. Hong ve arkadaşlarına göre difüzyon mesafesi kısa olduğu için difüzyon zamanı ihmal edilebilecek kadar kısadır. Bu aşama oldukça hızlıdır ve birkaç saniye içerisinde gerçekleşir [54].

Spech ve arkadaşları, ferrit – perlit çeliklerinin kritik sıcaklıklarda tavlama sonucu östenitin üç aşamalı olarak oluşmasını Şekil 3.5’ de gösterildiği şekilde modellemişlerdir.

2. Aşama: Hem ferrit içerisinde hem de ferrit tane sınırları boyunca oluşur. Östenitin ferrit içlerine doğru büyümesi gerçekleşmektedir. Bu aşama hem karbon hem de Mn difüzyonu tarafından kontrol edilen iki basamaktan oluşur.

Karbon Difüzyon Kontrollü: Mn’in yeniden paylaşımıyla veya yeniden paylaşılma olmadan gerçekleşebilir. Mn yeniden paylaşılmaya uğramazsa paradenge kurulur ve büyüme hızı karbon difüzyonu tarafından kontrol edilebilir.

Mn Difüzyonu Kontrollü: Düşük sıcaklıklarda östenit – ferrit ara yüzeyi ilerlerken Mn’in paylaşımı gerçekleşir. Mn’in ferrit içerisindeki difüzyon hızı, östenit içerisindeki difüzyon hızından üç kat daha fazladır. Bundan dolayı östenitin büyüme hızını büyük oranda Mn’in ferrit içerisindeki difüzyon hızı kontrol etmektedir [54].



Şekil 3.5. Östenitin büyüme aşamalarının şematik gösterimi [54]

3. Aşama: Östenitin büyümesinin tamamlandığı bu aşamada terazi kuralı gereğince son ferrit –östenit dengesi kurulur. Bu durum östenit içerisinde Mn konsatrasyon gradyanının ortadan kalkması ile sağlanır. Mn’ın östenit içerisindeki difüzyon hızı çok düşük olduğundan bu aşama oldukça yavaştır. Östenit – ferrit ara yüzeyinde bölgesel eşitliği muhafaza etmek için bir miktar yüksek Mn’lı alaşım bulunabilir. Bu aşama düşük sıcaklıklarda çok uzun süre tavlama koşullarında östenitteki manganez difüzyonu ile kontrol edilen bir hızda gerçekleşir. Tüm bu bilgiler doğrultusunda her çelik için östenit oluşum diyagramları çizilebilir [54].

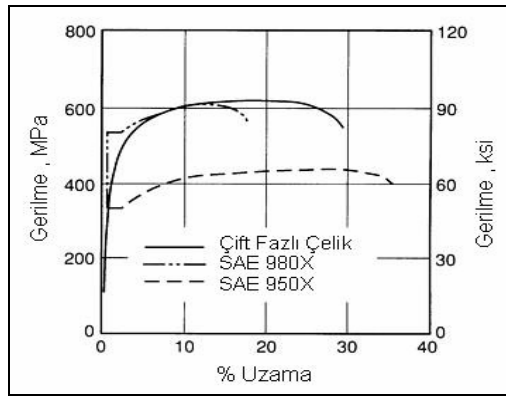
3.5. AKT Isıl İşlemi Uygulanmış Çeliklerin Mekanik Özellikleri

Değişik ısıt işlemlerle elde edilen çift fazlı çeliklerin mekanik özellikleri de mikroyapıları nedeniyle birbirinden farklılıklar gösterir. Örneğin aynı miktarda MHO için ara su verilmiş yapının yüzde uzama değerleri, kademeli su verme sonucu oluşmuş yapıya göre daha yüksektir. Kademeli su verme metodu ile elde edilen mikroyapının, diğer metodlarla elde edilen mikroyapılara göre sünekliliğinin daha az

olmasının sebebi olarak deformasyonun erken safhalarında çatlak oluşması ve hızla ilerlemesi gösterilmektedir [53].

3.5.1. Pekleşme ve akma davranışı

Genellikle ferrit+mertensit çelikler belirli bir akma noktası arzetmezler. Ferritteki yüksek hareketli dislokasyon yoğunluğu ile artan yüksek gerilmelerin kombinasyonu düşük plastik şekil değiştirmelerde bile plastik akmanın kolayca olmasına sebep olur. Sonuç olarak ferritin baştan başa her bölgesinde akma meydana gelir (Şekil 3.6).



Şekil 3.6. SAE 50X ve SAE 80X YMDA çelikleri ve çift fazlı çelik için gerilme-şekil değiştirme diyagramı [55]

Çift fazlı çeliklerdeki pekleşme süreci üç aşamaya ayrılabilir. İlk aşamada % 0.1 ve % 0.5 şekil değiştirme meydana gelir, artan gerilmelerin yok edilmesi sırasında bunu tepki olarak oluşan ters gerilmelerin hızlıca artmasından dolayı hızlı pekleşme gerçekleşir. İkinci aşamada % 0.5-% 4 şekil değiştirme meydana gelir ve östenit dönüşümü gerçekleşir. Son olarak üçüncü aşamada % 4-18 şekil değişimi meydana gelir, hücre yapıları şekillenir. Ferritte dinamik toparlanma ve çapraz kayma martensitte boy verme ileri deformasyonu kontrol eder [55].

Bu nedenle çift fazlı çeliklerde pekleşme davranışı, özellikle ilk aşamalarda çok karmaşıktır. Lakin yüksek iç pekleşme oranının, bu çeliklerin benzer mukavemet düzeyindeki diğer HSLA çelikleriyle karşılaştırıldığında iyi şekillenebilirliğe katkı sağladığı düşünülmektedir. Ayrıca bu çeliklerde sabir bir akma noktasının olmaması,

Lüders bantlarının oluşmasını engellediğinden şekillendirmeden sonra iyi bir yüzey pürüzsüzlüğü elde etmeyi sağlar [55].

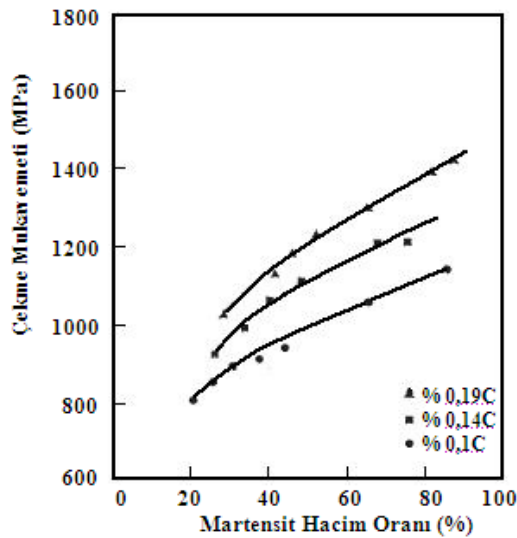
3.5.2. Akma ve çekme mukavemeti (dayanımı)

Temel kompozit-güçlendirme teorisine göre, çift fazlı çeliklerin mukavemetinin MHO ve martensitin mukavemeti artıka artması beklenir. % 1.5 Mn'lı çeliler bu fikri desteklemektedir. Birincil olarak fazın C içeriğine bağı olan martensitin mukavemeti aynı zamanda AKT koşullarına ve çeliğin başlangıçtaki C içeriğine bağıdır. Ferrit fazının mukavemeti ham boyutuna ve alaşım yapan elementlerin katı ergiyik sertleşmesine bağıdır. [55].

Çekme mukavemeti ile MHO arasındaki ilişkiyi gösteren formül aşağıdaki gibidir.

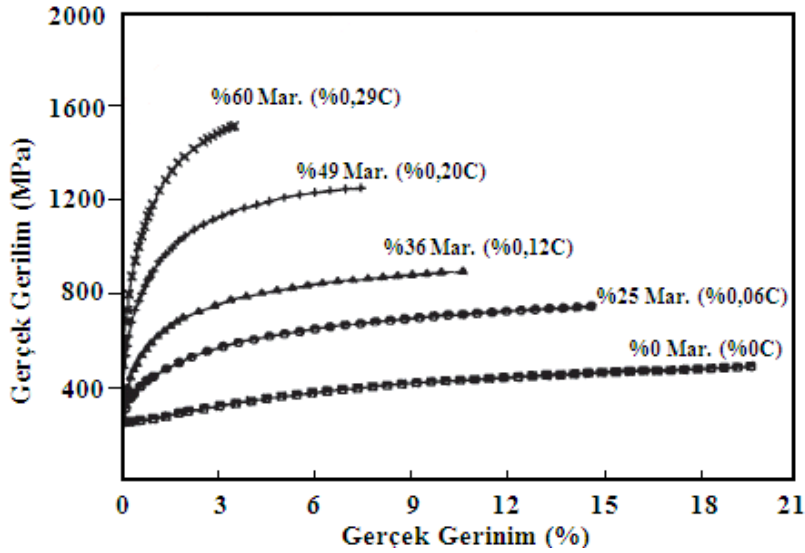
$$\sigma_c = 235 + 3.8(MHO) \quad (3.3)$$

Şekil 3.7 değışik C içeriğine sahip çift fazlı çeliklerde MHO ile çekme mukavemeti arasındaki ilişkiyi göstermektedir.



Şekil 3.7. Değışik MHO'larının çekme mukavemeti ile ilişkisi [1]

Speich ve Miller değişik C ve martensit oranlarına sahip düşük alaşımlı ve alaşımsız bir elik üzerinde yaptıkları çalışma sonrası elde ettikleri gerçek gerilim ve gerinim grafiklerinin yüzde martensitle olan değişimi şekil 3.8’de görülmektedir.



şekil 3.8. Çift fazlı çeliklerin gerilim-gerinim eğrileri zerine MHO’nın etkisi [1]

3.5.3. Süneklik

Çift fazlı çeliklerin geliştirilmiş sünekliği ferritin düşük C içeriği, martensit fazının plastiklik özelliği, eş ekese nli ferritin ve kalıntı östenitin miktarı gibi birçok sebeple bağlantılıdır. Bu sebeplerden hiç birisi tek başına çeliğe istenen sünekliği vermeye yetmemektedir. Fakat bu bileşenler arasında en uygunu olan kalıntı östenitin gerilme ile oluşturulan kalıcı gerilme vasıtasıyla östenitin dönüşüm geçirmesidir. Tavlama döngüsünü kontrol ederek kalıntı östenitin artırılması ile süneklik en yüksek değerine ulaşmaktadır [55].

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Malzeme

Bu çalışmada, HÖGANÄS firması tarafından üretilmiş ticari ismi DISTALOY AB olan difüzyon bağlı alaşımlı tozlar kullanılmıştır. DISTALOY AB tozlarının kimyasal bileşimleri Çizelge 4.1’ de verilmiştir.

Çizelge 4.1. DISTALOY AB tozlarının kimyasal bileşimleri

Element	% Kimyasal Oranı
Ni	1.74
Cu	1.50
Mo	0.50
Fe	Kalan

Çizelge 4.1’de verilen Ni, Cu, Mo alaşım elementleri difüzyon bağlı ön alaşımlı olup, haricen bu tozlara % 0.5 MnS, C kaynağı olarak kullanılan % 0.22 grafit (UF4) ve yağlayıcı olarak kullanılan % 0.91 Amide Wax elementleri ise üretici firma tarafından sonradan ilave edilmiştir.

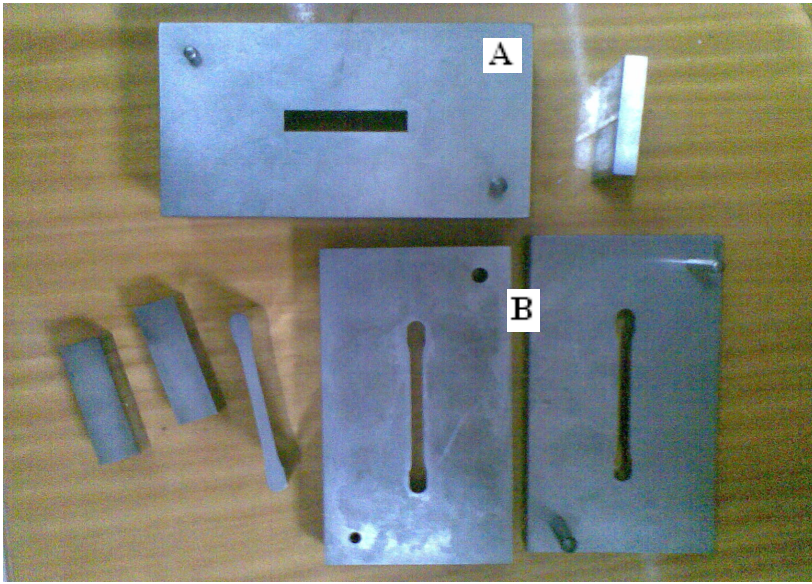
Tüm çalışmalar için bu tozlar çalışmalarda kullanılan numunelerin hazırlanmasında 1×10^{-4} hassasiyetine sahip elektronik hassas terazide 41.25 g olarak hazırlandı.

4.2. Presleme

Hazırlanan tozlar, Resim 4.1’de gösterilen Hidroliksan maksimum 160t marka tek yönlü presleme cihazında preslenmiştir. Mikroyapı çalışmalarında ve darbe deneylerinde kullanılan numunelerin preslemede Resim 4.2’ de gösterilen (A) kalıbı, çekme deneylerinde kullanılan numuneleri preslemede Resim 4.2’de gösterilen (B) kalıbı kullanılarak tek etkili kalıplarda preslenmiştir.

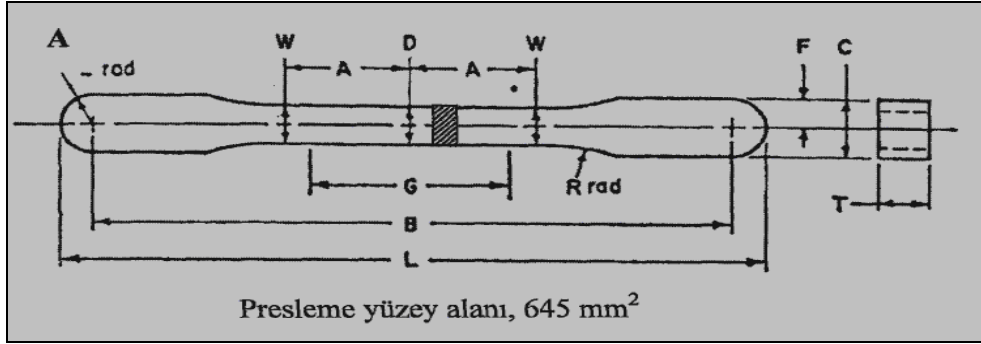


Resim 4.1. Presleme işlemi yapılan tek etkili presleme cihazının görüntüsü

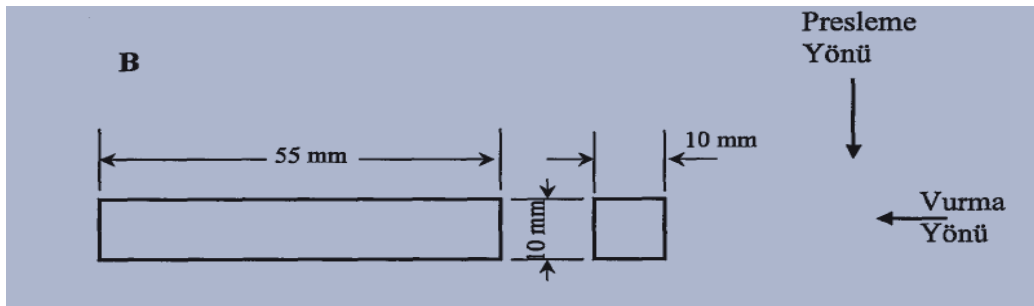


Resim 4.2. Deneylerde kullanılan tek etkili presleme kalıpları; (A) mikroyapı incelemeleri ve darbe deneyleri için kullanılan numunelerin presleme kalıbı, (B) çekme test numunesi presleme kalıbı

Farklı ısı işlemler sonrası elde edilen T/M numunelerin mekanik özellikleri ASTM E 8M, E23 standartlarına uygun olarak hazırlanmıştır. Şekil 4.1' de bu standartlara göre hazırlanan çekme ve darbe numuneleri boyutları verilmiştir.



Boyutlar	mm
G- Ölçü boyu	25,40 ± 0,80
D- Merkezden kalınlık	5,72 ± 0,03
W- Kesiti azaltılmış kalınlık	5,97 ± 0,03
T- Preslenen numune kalınlığı	3,56 ile 6,35 arası
R- Kavis yarıçapı	25,4
A- Radyusla merkez arasındaki uzaklık	15,88
B- Tutma boyu	80,95 ± 0,03
L- Tam boy	89,64 ± 0,03
C- Tutma kesitinin boyu	8,71 ± 0,03
F- Tutma kesitinin yarı kalınlığı	4,34 ± 0,03
E- Tutma yarıçapı	4,34 ± 0,03



Şekil 4.1. ASTM E 8M standardına göre çekme (A) ve ASTM E 23 standardına göre darbe (B) deney numunelerinin boyutları

Tozlar kalıp içerisinde düzgün bir şekilde yerleştirilmiştir. Bunun için öncelikle iteleme zımbası kalıp içerisine belli bir mesafede sabit tutulmuştur. Kalıp bu pozisyonda ters çevrilerek tozlar kalıbın açıkta kalan alt boşluğundan

doldurulmuştur. Bu pozisyonda tozlar kalıp içerisine doldurulduktan sonra iteleme zımbası tozların kalıbın alt yüzeyinden yüzeye çıkışına kadar dikkatle itelenmiştir. Yüzeye çıkan (kalıbın alt tarafından) tozlar dikkatle düzeltilmiştir. Daha sonra altlık kapatılarak presleme cihazına yerleştirilmiştir. İteleme zımbasına 670 MPa presleme basıncı uygulanmıştır.

Presleme, iteleme zımbasına tek yönlü basınç kuvveti uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Presleme işlemi sonrası altlık kalıptan alındı. Sonra kalıplanan numunenin çıkışına izin verilecek kadar kalıbın altında bir boşluk oluşturuldu. İteleme zımbasına tekrar kuvvet uygulanarak preslenmiş numuneler itelenerek çıkarıldı. Tozlar kalıp içerisine doldurulmadan önce kalıp duvarlarına etanol içerisinde % 10 oranında çözündürülmüş Zn stearat sürülmüştür. Bu işlemle presleme sonrası numunelerin kalıptan daha kolay çıkartılması amaçlanmıştır.

4.3. Sinterleme İşlemleri

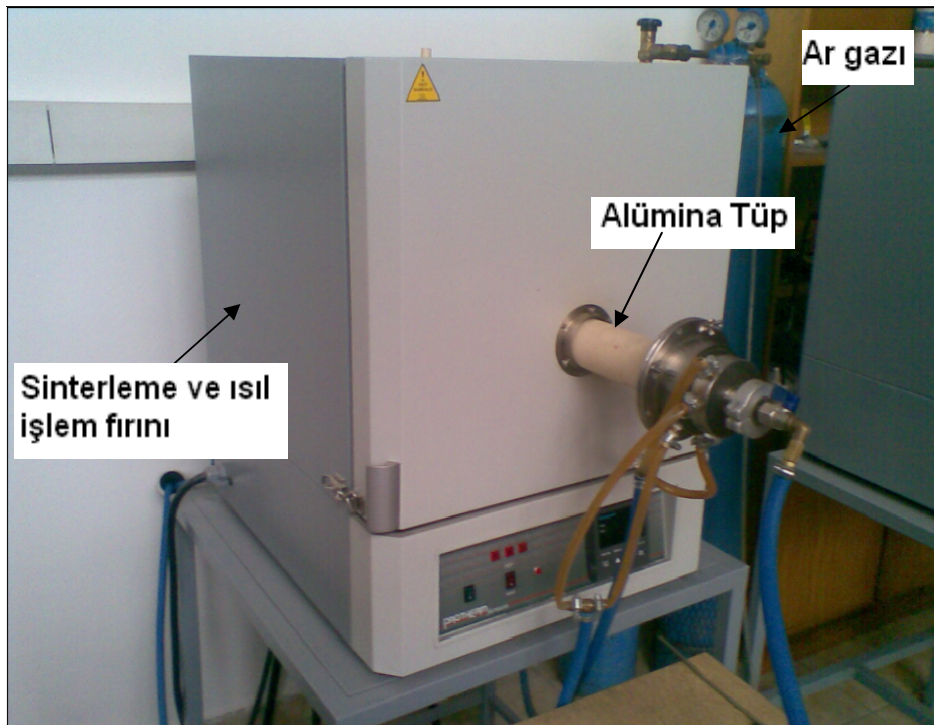
Preslenen numunelerin sinterleme işlemleri, G.Ü.T.E.F. 'inde Malzeme Bölümünde bulunan ve Resim 4.3' de görülen SFL (sc 1206 model) marka yatay yüksek sıcaklık fırını ve Resim 4.4'de görülen gaz arıtma ünitesi yardımıyla gerçekleştirilmiştir. Preslenen numunelerin sinterleme işlemi, fırına ait 6x110 cm ebadındaki saf alümina tüp içerisinde homojen sıcaklık bölgesinde, 1250 °C sıcaklıkta 30 dakika bekletilerek gerçekleştirilmiştir.

Yüksek sıcaklık fırınında termokupol (ısıl çift) kullanılarak fırın gösterge sıcaklığı ile ısıl çift gösterge sıcaklığı karşılaştırılmış ve fırının gösterge sıcaklığı ile ısıl çift gösterge sıcaklığı arasında 7 ile 12 °C arasında değişen sıcaklık farklılıkları görülmüştür. Bu sıcaklık farkının, sıcaklık değeri arttıkça daha da artma eğilimi gösterdiği tespit edilmiştir. Şekil 4.2' de fırın gösterge sıcaklığı ile ısıl çift gösterge sıcaklığı arasındaki sıcaklık ilişkisi verilmiştir. Bu nedenle numunelere uygulanan sinterleme ve ısıl işlemler, çizilen bu sıcaklık eğrisi kullanılarak homojen sıcaklık bölgesinde yapılmıştır. Sinterleme ve ısıl işlemlerde kullanılan sıcaklıklar Şekil

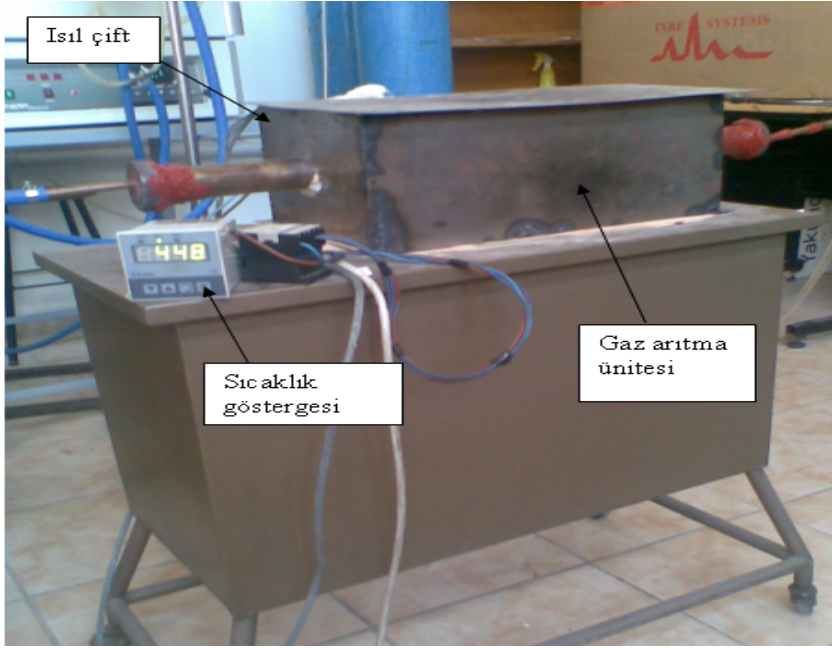
4.2’de verilen değerler yardımıyla ısıt çift gösterge sıcaklık değerleri esas alınarak yapılmıştır.

Alümina tüpün ortasında kalan toplam 15 cm’lik bölgenin homojen sıcaklık bölgesi olduğu ve 1250 °C ısıt çift gösterge sıcaklığı ile homojen sıcaklık bölgesi arasındaki farkın $\pm 1^\circ\text{C}$ olduğu tespit edilmiştir.

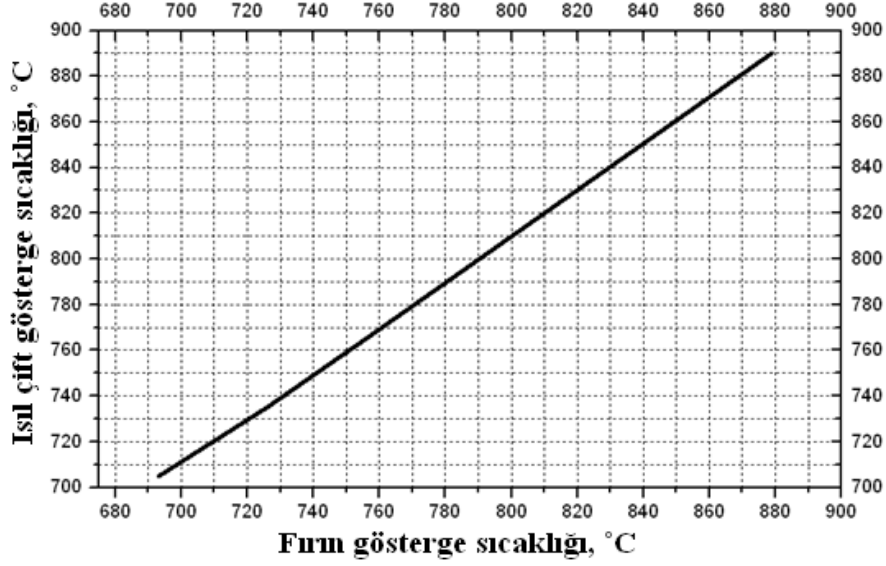
Sinterleme programı olarak 600 °C ‘ye kadar $15^\circ\text{C}.\text{dk}^{-1}$ ısıtma hızı, 600 °C’ de 10 dakika bekletme, 600 °C’den 900 °C’ ye kadar $12^\circ\text{C}.\text{dk}^{-1}$ ısıtma hızı, 900°C’ de 1 dakika bekletme, 900 °C’ den 1250 °C’ ye kadar $8^\circ\text{C}.\text{dk}^{-1}$ ısıtma hızı, 1250°C’ de 30 dakika bekletme ve $10^\circ\text{C}.\text{dk}^{-1}$ lik soğutma hızı seçilmiştir ve tüm sinterleme işlemleri her numune için aynı şartlarda gerçekleştirilmiştir. şekil 4.3 ’de sinterleme ısıt işleminin şematik zeti verilmiştir.



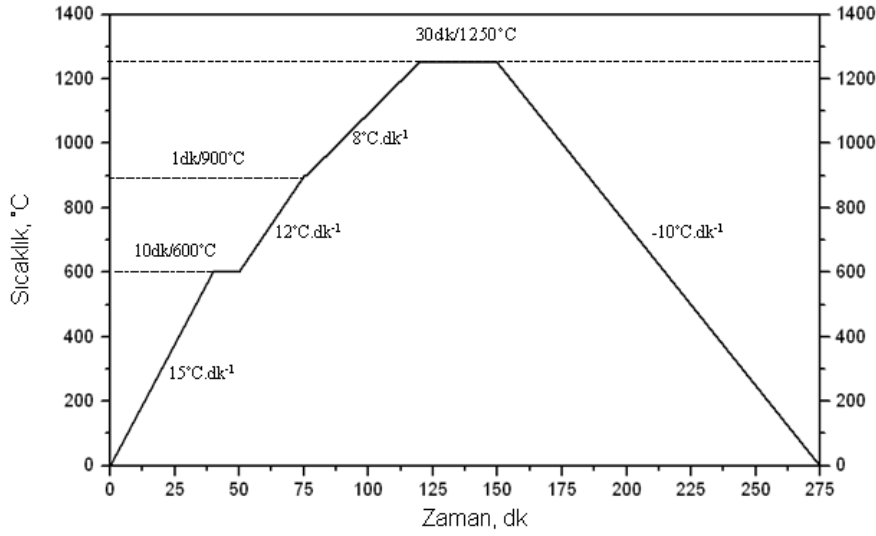
Resim 4.3. Sinterleme ve ısıt işlemlerde kullanılan yüksek sıcaklık fırını



Resim 4.4. Sinterleme ve ısıt işlemlerde kullanılan gaz arıtma ünitesi



Şekil 4.2. Isıl çift gösterge sıcaklık değeri ile yüksek sıcaklık fırınının gösterge sıcaklık değeri eğrisi



Şekil 4.3. Sinterleme ısıl çevrimi

Sinterleme esnasında numunelerin karbonca fakirleşme ve oksitlenmelerine karşı koruyucu atmosfer olarak %99,999 saflıktaki Ar gazı kullanılmıştır. Ayrıca bu gazın saflığını daha da etkinleştirmek için, Ar gazı, içinde Cu (bakır) talaşları bulunan 400-450 °C sıcaklıktaki gaz arıtma ünitesinden geçirilmiştir. Belli aralıklarla gaz arıtma ünitesi içindeki Cu talaşları değiştirilmiştir. Değiştirme işlemleri Cu talaşları oksitlendikten sonra yapılmıştır.

Böylece, Cu talaşlar vasıtasıyla gazın içinde olması muhtemel oksijenin tutulması amaçlanmıştır. Oda sıcaklığında numuneler daha önceden tespit edilen homojen sıcaklık bölgesine yerleştirildi. Sonra seramik tüpün ön ve arka kısmı Ar gazının giriş ve çıkışına izin verilecek şekilde grafik kapaklarla kapatıldı. Sızdırmazlığı sağlamak için etrafları yüksek sıcaklık sıvı contası ile izole edildi.

4.4. Isıl İşlemler

Sinterlenmiş T/M numunelerin ısııl işlemleri, Resim 4.3’de görülen koruyucu gaz atmosferli SFL (sc 1206 model) marka yatay yüksek sıcaklık fırını ve Resim 4.4’de görülen gaz arıtma ünitesi beraber kullanılarak yapılmıştır. Isıl işlem uygulanacak numuneler daha önceden belirlenen yüksek sıcaklık fırınının homojen sıcaklık

bölgesine yüksek sıcaklık teli ile bağlanarak konulmuştur. Isıl işlem çalışmalarında atmosfer kontrolü için alınan önlemler sinterleme çalışmaları esnasında alınan önlemlerde olduğu gibidir. Atmosfer kontrolü için alınan önlemler sinterleme işlemlerinde anlatılmıştır.

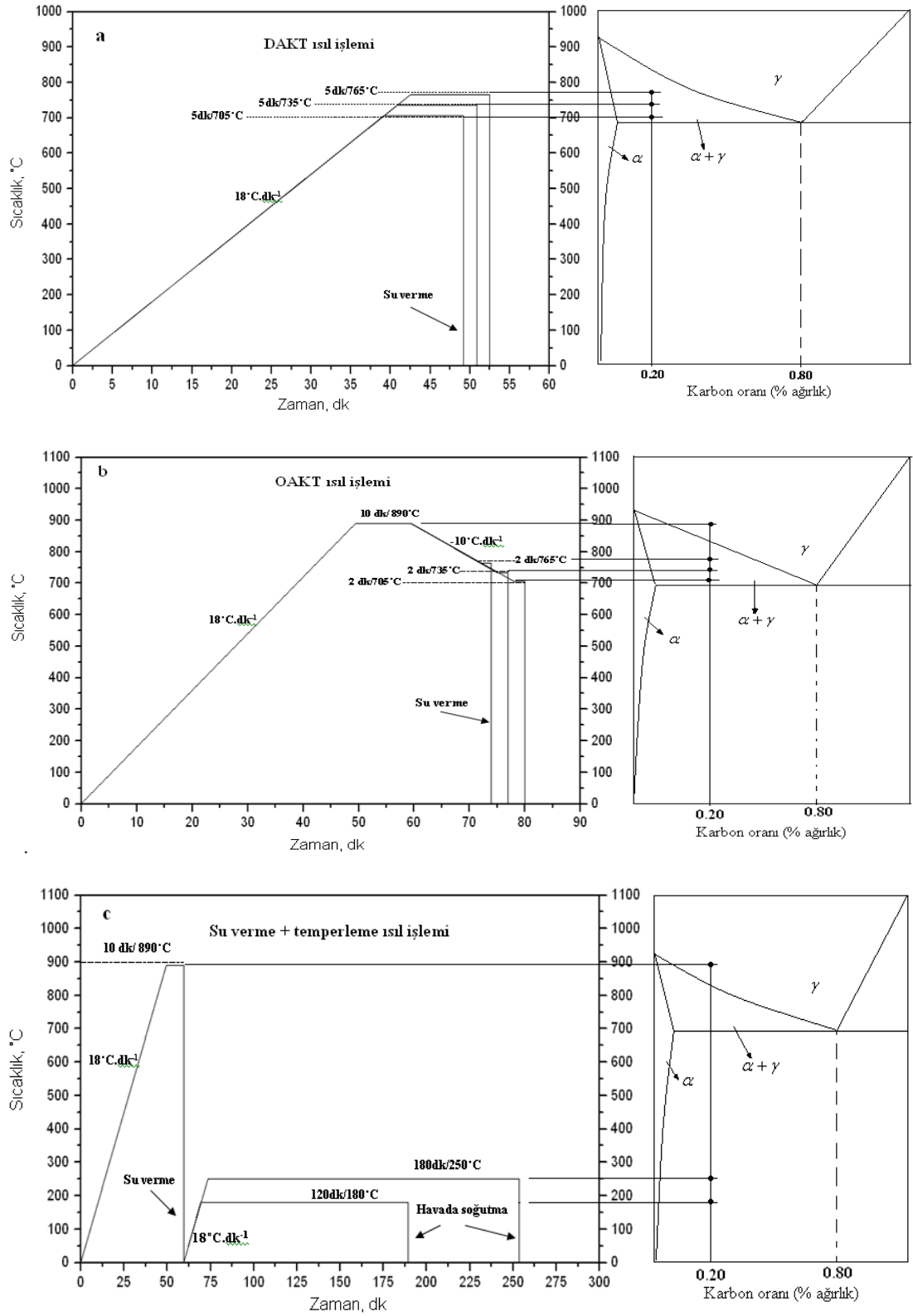
Numuneler izole edilmiş fırındaki homojen sıcaklık bölgesine bir yüksek sıcaklık teli aracılığıyla konulmuştur. Daha sonra kısa bir süre yüksek bir gaz debisiyle ortamdaki hava hızla uzaklaştırılmıştır. Yüksek sıcaklık fırının gösterge değeri ile ısıl çift gösterge sıcaklık değeri arasında Şekil 4.2’de görüldüğü gibi 7-12 °C arasında fark bulunduğunu ve bu sıcaklık farkının sıcaklık değeri arttıkça artma gösterdiğini daha önceden belirtmiştik. Bu nedenle numunelere uygulanan ısıl işlemler, çizilen bu sıcaklık eğrisi kullanılarak homojen sıcaklık bölgesinde ve ısıl çift gösterge sıcaklık değeri değerlendirilerek yapılmıştır.

Üretilen T/M malzemelere; doğrudan arakritik tavlama, kademeli olarak arakritik tavlama ve klasik su verme ve temperleme ısıl işlemleri olmak üzere üç farklı ısıl işlem uygulanmıştır. Bu ısıl işlemlerin şematik özetleri sırasıyla Şekil 4.4 (a), (b) ve (c)’de verilmiştir.

Sinterleme sonrası doğrudan ferrit + martensit mikroyapıları elde etmek için Şekil 4.4.(a)’da gösterilen Doğrudan Arakritik Tavlama (DAKT) ısıl işlemi uygulanmıştır. Bunun için sinterleme işlemi sonrası T/M numunelere AKT bölgesinde 705, 735 ve 765 °C sıcaklıklarda 5 dakika tavlandıktan sonra hızla yağda su verilmiştir. Bu ısıl işlem uygulanan numuneler sırasıyla D705, D735 ve D765 olarak kodlanmıştır.

Diğer bir ısıl işlem yöntemi olarak da sinterleme yapılan numunelere Şekil 4.4.(b)’de gösterilen Östenit Arakritik Tavlama (OAKT) ısıl işlemi uygulanmıştır ve bu yöntem de AKT öncesi 890 °C’ de 10 dakika süre ile östenitlenip daha sonra fırın içinde 705, 735 ve 765 °C sıcaklıklarına soğutuldu ve bu sıcaklıklarda 2 dakika tavlandıktan sonra hızla yağda su verme işlemi uygulanmıştır. Bu ısıl işlemin uygulandığı numuneler ise sırasıyla O705, O735 ve O765 olarak kodlanmıştır.

Son grup numunelere su verme ve temperleme ısııl işlemi uygulanmıştır. Bunun için numuneler 890 °C sıcaklıkta 10 dakika östenitlendikten sonra tamamen martensit yapı üretmek amacıyla hızla yağda su verme işlemi yapılarak tamamen martensitik yapı üretilmeye çalışıldı. Ardından bir grup numuneye 180 °C sıcaklıkta 2 saat ve diğer grup numuneye 250 °C sıcaklıkta 3 saat süre temperleme işlemleri uygulanmıştır (Şekil 4.4.(c)). Bu numuneler ise sırasıyla ST180 ve ST250 olarak kodlandı.



Şekil 4.4.(a) Doğrudan arakritik tavlama (DAKT) ısıt işleminin (b) Kademeli olarak arakritik tavlama (OAKT) ısıt işleminin (c) Su verme + temperleme (ST) ısıt işleminin

4.5. Mikroyapı Analizleri

Sinterleme ve ısıt işlemler sonrası mikroyapı çalışmaları 10x10x55mm ölçüsünde numuneler 10x10x11mm ölçülerinde kesilmiş numuneler üzerinde yapılmıştır. Mikroyapılarının açığa çıkarılması için numunelere önce polyester reçine ile soğuk gömme işlemleri yapılmıştır. Sonra zımparalama ve parlatma işlemlerine tabi tutulmuştur. Zımparalama işlemi en kaba zımparadan en ince zımparaya doğru 240, 400, 800 ve 1200' lük zımparalarda yapılmıştır. Zımparalama işleminden sonra 3µm'lik elmas pasta ile parlatma işlemi yapılmıştır.

Zımparalama ve parlatma işlemleri sonrası % 2'lik nital çözeltisi ile dağlanmıştır.

Dağlama süresi bütün numunelerde 3 ile 10 sn arasında seçilmiş ve bu süreler sonunda numuneler dağlayıcının yüzeyden uzaklaştırılması için su ile yıkama işlemi yapıp hemen alkol tatbik edilerek kurutma işlemi yapılmıştır.

Mikroyapıdaki ferrit ve martensit fazlarının oranlarının hesaplanmasında doğrusal kesme metodu kullanılmıştır. Mikroyapı analizleri için 25 farklı yerden ölçümler yapılmış ve ilgili grafipler çizilmiştir. Bu grafiklerden yararlanarak bu çalışmada AKT işlemi yapılacağına karar verilmiştir. Darbe ve çekme deney numunelerinin mikroyapı incelemelerinde de aynı işlemler yapılmıştır.

Mikroyapı incelemelerinde G.Ü.T.E.F. Metal Eğitimi Bölümü Malzeme Anabilim Dalındaki JEOL JSM-6060LV marka Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) kullanılmıştır (Resim 4.5). Mikroyapıdaki faz ve/veya yapılarda alaşım elementleri, Elektron Dağılım Tarama (EDS) analiz tekniği ile belirlenmiştir.



Resim 4.5. JOEL JSM-6060LV model taramalı elektron mikroskobu ve EDS bağlantısı

4.6. Makro Sertlik Ölçümleri

Isıl işlemlerden sonra elde edilen numunelerin yüzeylerine zımparalama ve parlatma işlemi uygulandıktan sonra makro sertlik değerleri ölçülmüştür. Makro sertlik ölçümleri G.Ü.T.E.F. Metal Eğitimi Bölümü Malzeme Anabilim Dalındaki INSTRON-WOLPERT marka DIATESTOR 7551 model sertlik ölçme cihazında Rockwell cinsinden ölçüm yapılarak belirlenmiştir. Deney numunelerinin güvenilirliğini sağlamak için bir numuneden en az 5 farklı bölgeden makro sertlik ölçümü yapılmış ve aritmetik ortalamaları ile standart sapmaları hesaplanarak veriler elde edilmiştir.

4.7. Mikro Sertlik Ölçümleri

Numunelere zımparalama, parlatma ve dağlama işlemlerinden sonra mikroyapıdaki fazların mikro sertliklerini ölçmek için G.Ü.T.E.F. Metal Eğitimi Bölümü Malzeme Anabilim Dalındaki HMV, SHIMADZU marka mikro sertlik cihazında 10g'lık yük kullanılarak Vickers (HV 0.01) cinsinden belirlenmiştir. Mikro sertlik değerlerinin güvenilirliği açısından her fazdan en az 20 farklı bölgeden olmak üzere her numune için en az 40 farklı bölgeden mikro sertlik değeri alınmıştır. Her numune ve o

numune içindeki faz için elde edilen mikro sertlik değerlerinin ayrı ayrı ortalaması ve standart sapması hesaplanarak veriler elde edilmiştir.

4.8. Yoğunluk Ölçümleri

Hem sinterleme işleminden sonra hem de ısıt işlemlerden sonra numunelerin yoğunluk ölçümleri yapılmıştır. Bu numunelerin yoğunluk ölçümleri iki farklı yöntemle yapılmıştır. Birincisi Arşimet prensibine göre diğer ölçüm ise mikrometre ile numunelerin ebatları bulunarak hacmi belirlenmiş ve ağırlığına oranlanarak yoğunlukları tespit edildi. Her iki ölçüm sonucundaki değerler bire bir aynı bulunduğundan yoğunluğun belirlenmesinde ikinci yöntem kullanılmıştır. Ölçümler, G.Ü.T.E.F. Metal Eğitimi Bölümü laboratuvarlarında yapılmıştır.

4.9. Mekanik Özellikler

4.9.1. Çekme deneyleri

Standartlara göre hazırlanmış çekme deney numuneleri Karabük Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü'nde Resim 4.6'da görülen SHIMADZU marka 50 kN kapasiteli çekme test cihazında, 2 mm.dk⁻¹ çekme hızlarında oda sıcaklığında test edilmiştir. Çekme testi verileri gerilim (MPa)-Uzama (%) miktarı olarak belirlenmiştir. Çekme deneylerinde her ısıt işlem için en az 3 numune kullanılmıştır ve elde edilen verilerin ortalaması ile standart sapması hesaplanarak çekme değerleri elde edilmiştir.



Resim 4.6. SHIMADZU marka 50 kN kapasiteli çekme test cihazı

4.9.2. Darbe deneyleri

Standartlara göre hazırlanmış darbe numunelerin testleri, G.Ü.T.E.F. Metal Eğitimi Bölümü Malzeme Anabilim Dalındaki Instron –Wolpert marka darbe cihazında çentik açılmadan gerçekleştirilmiştir. Darbe test numunelerini kırmak için 150 J kapasiteli çekiç kullanılmıştır. Tüm testler aynı şartlarda ve oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Darbe deneyi için her ısıtım işlemi için en az 3 numune kullanılmıştır ve elde edilen verilerin ortalaması ile standart sapması hesaplanarak veriler elde edilmiştir.

4.10. Kırık Yüzey İncelemeleri

Çekme ve darbe testi yapılmış numunelerde kırılma modlarının belirlenebilmesi için, kırık yüzeyler Resim 4.5’de gösterilen JEOL JSM-6060LV marka taramalı elektron mikroskopunda (SEM) farklı büyütme oranlarında görüntülenmiştir. Böylece, farklı martensit parçacık boyutu ve hacim oranına bağlı olarak kırılma modundaki değişimler tespit edilmiştir. Oksitlenme riskinden dolayı kırık yüzeyler çekme ve darbe testlerinden hemen sonra incelenmiştir.

5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

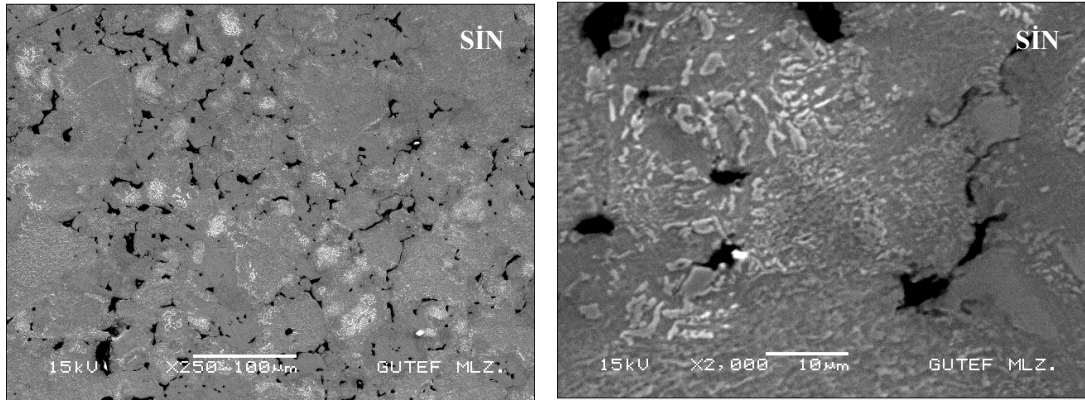
5.1. Presleme

Çalışmanın ilk aşamalarında presleme yapılan çekme ve darbe numunelerinde numune boyunca kılcal çatlaklarla karşılaşılmıştır. Bu problemin ortadan kaldırılması için ön denemeler yapılmıştır. Presleme kalıbı tek yönlü olduğundan, preslenen numune üzerine gelen yük dağılımının homojen olması mümkün değildir. Bu etkinin en aza indirilmesi için tozların kalıp içerisine mümkün olduğunca homojen olarak doldurulması gerekmektedir. Kalıba doldurulan tozların iteleme zımbası ile yüzeye kadar çıkartılıp dikkatle yayılması sağlanarak bu kılcal çatlama problemi en aza indirilmiştir. Ancak, preslenen toz kütlelerin kalıp duvarlarına elastik olarak bir basınç yapmasından dolayı kalıp duvarındaki sürtünme katsayısı oldukça yüksektir. Bunun için tozların kalıp içerisine doldurulmadan önce metanol içerisinde çözündürülmüş Zn stearat, kalıp duvarlarına sürülerek kılcal çatlama problemi tamamen ortadan kaldırılmıştır. Böylece, preslenen tozların neden olduğu elastik gerilmeden kaynaklanan sürtünme katsayısı azaltılmıştır.

Tozlar kalıplara doldurulmadan önce kalıpların yüzeyleri ve duvarları düzenli bir şekilde temizlendi. Preslemeden önce her defasında kalıp duvarlarına Zn stearat tatbik ettikten sonra tozlar kalıplara homojen ve düzgün bir şekilde dolduruldu. Presleme işleminden sonra numuneler, kalıptan hızlı bir şekilde titizlikle çıkarılmaya çalışıldı ve her presleme işleminden sonra tekrar aynı şekilde presleme işlemini yapmaya dikkat edildi. İşlemler tamamlandıktan sonra bir sonraki çalışmalarda sorun çıkarmaması için kalıp duvarları her defasında temizlendi. Bu kurallara uyarak yapılan presleme çalışmaları sonucunda elde edilen T/M numunelerde hiç bir hata olmadığı görüldü. Deneylerin başlangıcında hatalı olarak preslenen numunelerin hiçbiri kullanılmamıştır

5.2. Sinterleme

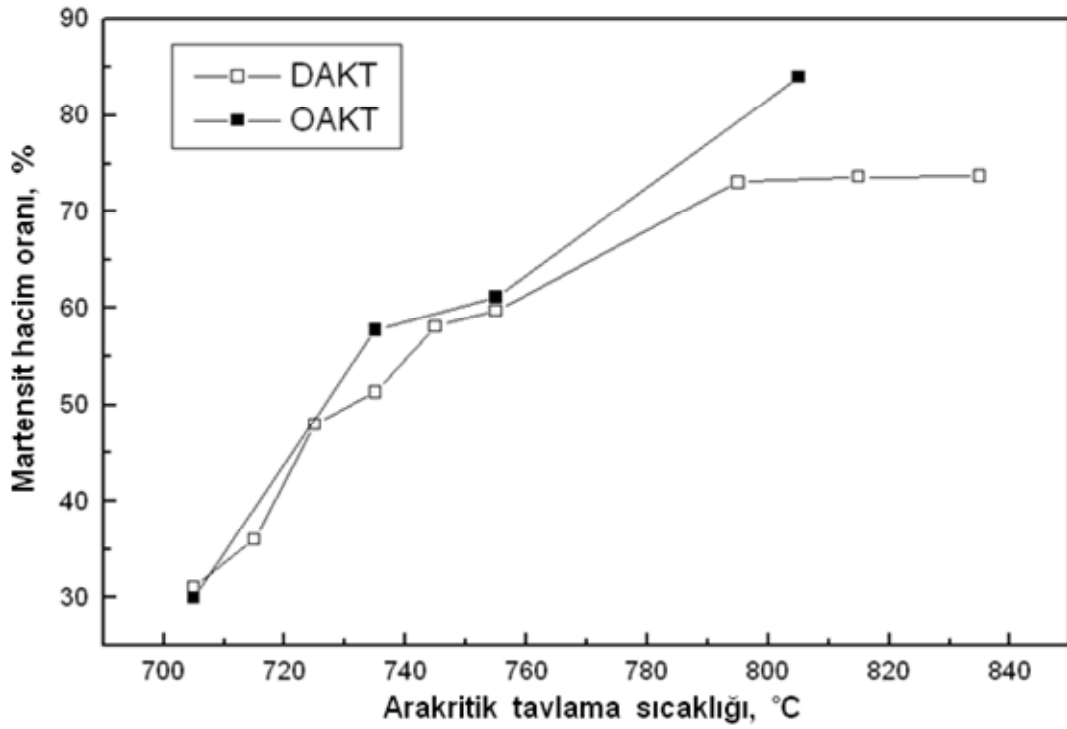
Aynı şartlarda sinterlenen tüm T/M numunelerin % 2'lik nital çözeltisi ile dağlanmış olan mikroyapıları Resim 5.1'de verilmiştir. Resim 5.1 incelendiğinde ferrit koyu renk perlit ise beyaz renkte görülmektedir. Sinterleme sonrası (başlangıç) mikroyapıları ferrit+perlit faz ve/veya yapılarından oluştuğu görülmektedir. Sinterleme sonrası (başlangıç) mikroyapısına bağlı olarak çift fazlı çeliklerin faz morfolojisi, fazların tane boyutları ve buna bağlı olarak mekanik özelliklerini değiştirmektedir [56]. Bu çalışmada farklı ısıtım yöntemleri uygulanarak mekanik özelliklerin test edileceği tüm numunelerin sinterleme sonrası (başlangıç) mikroyapılarının aynı olması sağlanmıştır.



Resim 5.1. Sinterleme işleminden sonra ferrit(koyu renk) +perlit (beyaz renk) mikroyapısı

5.3. AKT Isıl İşlemleri

Bu çalışmada daha önce açıklandığı gibi DAKT ve OAKT olmak üzere iki farklı tipte AKT ısıtım işlemleri uygulandı. Bu iki farklı ısıtım yöntemi ile 705, 735, 765 °C AKT sıcaklıklarında yağda su verme işlemi yapılarak martensit + ferrit mikroyapısına sahip çift fazlı yapı üretilmiştir. Çift fazlı yapılarda AKT sıcaklığı arttıkça MHO'nda artması beklenmektedir [11]. Her iki yöntemle üretilen ferrit + martensit mikroyapılarına sahip çift fazlı yapıların MHO ve AKT sıcaklığı arasındaki ilişki Şekil 5.1 ve Çizelge 5.1' de verilmiştir.



Şekil 5.1. AKT sıcaklığına bağlı olarak MHO'nun değişimi

Çizelge 5.1. AKT sıcaklığına bağlı olarak elde edilen MHO

Numune no	% Martensit hacim oranı (MHO)
D 705	31
D 735	51
D765	62
O705	30
O735	57
O 765	67

Başlangıç mikroyapıları aynı olan DAKT numunelerine AKT sıcaklığında önce ferrit-ferrit tane sınırlarında veya C'ca zengin perlit ve sementit olan bölgelerde östenit çekirdeklenir ve sonra AKT sıcaklığı ve süresine bağlı olarak ferrit içlerinde büyümeye devam ederler [11]. OAKT numunelerinde ise östenit tane sınırlarında ferrit çekirdeklenmeye başlayacak ve AKT sıcaklığına ve süresine bağlı olarak büyümeye devam edecektir.

Sabit bir C içeriğine sahip çelikte AKT bölgesinde elde edilen östenitin hacim oranının da östenitin martensite dönüşümü üzerinde etkisi vardır. Diğer taraftan AKT sıcaklığında elde edilmiş bir çelikte östenitin martensite dönüşebilme yeteneği, aynı bileşimli çelikte Ac_3 sıcaklığı üzerinde elde edilen östenite oranla daha fazladır. Terazi kuralına göre, AKT sıcaklığı düştükçe östenitin içerdiği C miktarı da artmaktadır [57].

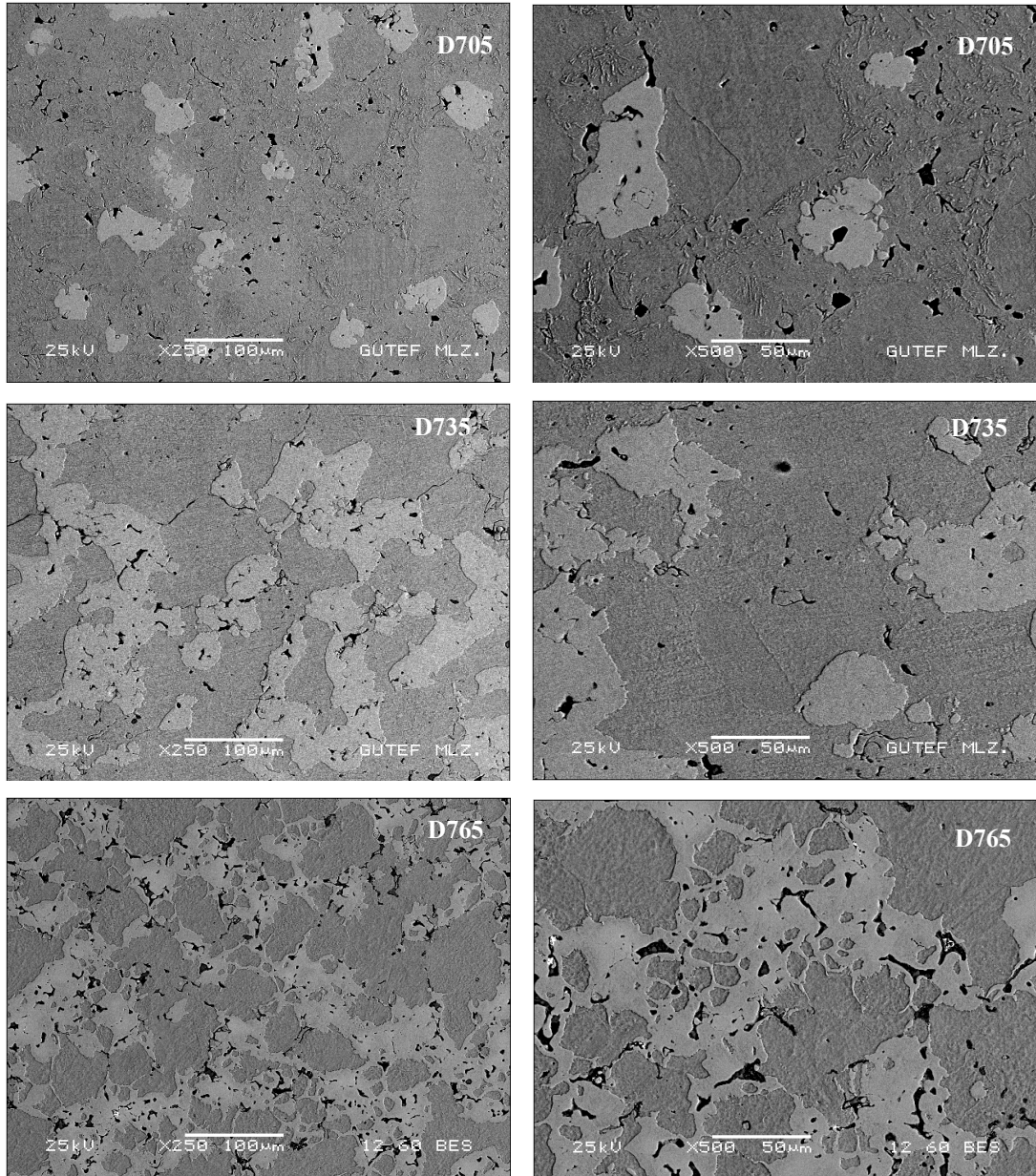
Östenitten martensite dönüşüm soğuma hızının bir fonksiyonudur. Ayrıca MHO, östenitin C oranına, alaşım elementleri oranlarına ve AKT sıcaklığına bağlıdır [57].

Şekil 5.1’den de anlaşıldığı üzere her iki ısıtma işlem yönteminde de AKT sıcaklığı arttıkça MHO arttığı belirlenmiştir. Aynı AKT sıcaklıklarında OAKT işlemi ile üretilen çift fazlı yapının MHO, DAKT işlemi ile üretilen çift fazlı yapının MHO’ndan fazla olduğu görülmüştür.

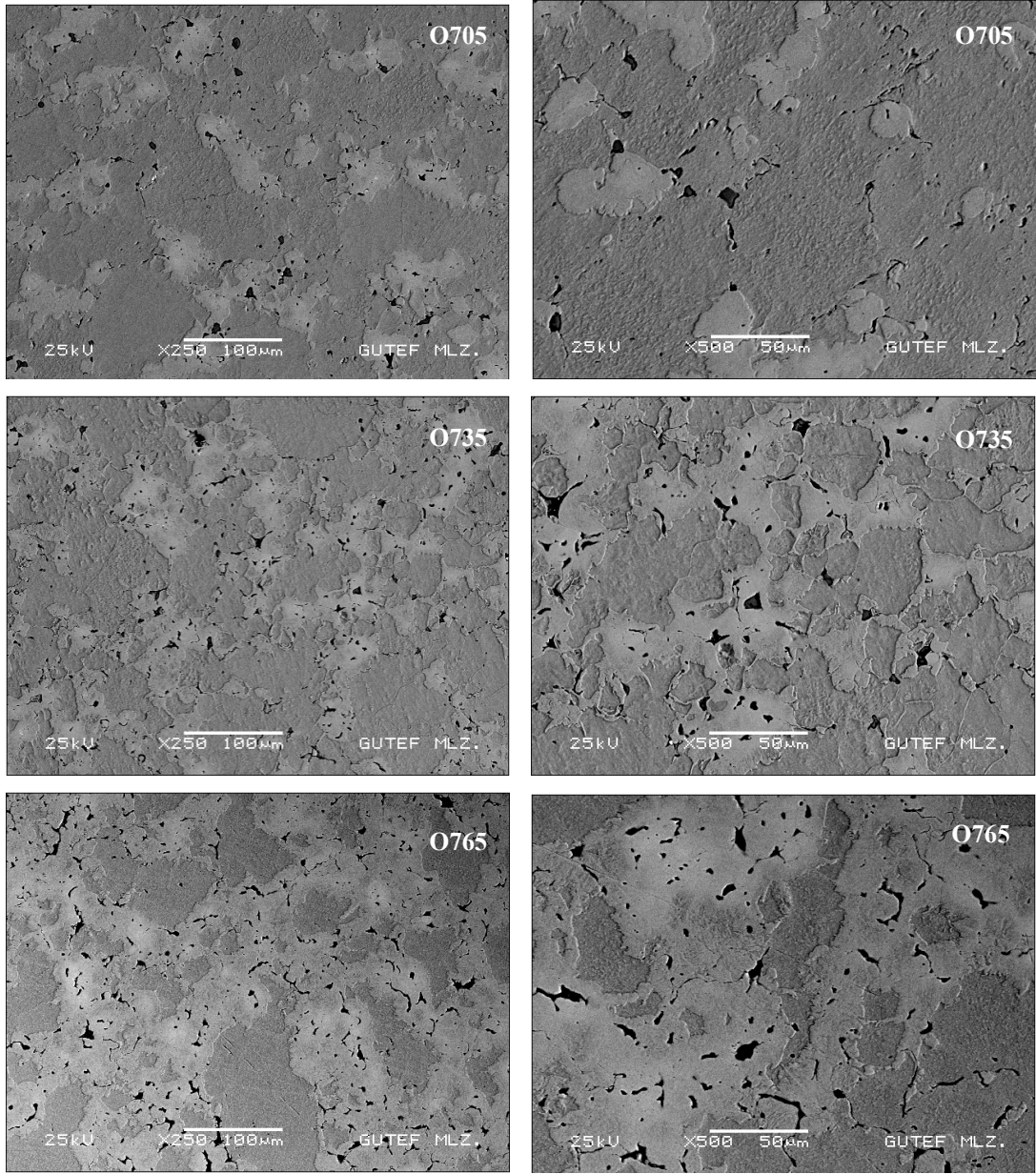
DAKT ve OAKT numunelerinde kimyasal bileşimleri aynı olduğu için MHO üzerine en etkili faktör uygulanan ısıtma işlem ve AKT süresidir. Bu çalışmada AKT sürelerini sabit tuttuğumuzdan aynı AKT sıcaklığında DAKT ve OAKT ısıtma işlemlerinin martensit hacim oranlarının farklı olmasının sebebi, DAKT uygulanmış numunenin başlangıç mikroyapısı ferrit+perlit idi ve AKT sıcaklığında tavlama süresine bağlı olarak östenit fazı çekirdeklenip büyümüştür. OAKT uygulanmış numunelerde ise ferrit+perlit yapıya sahip numune önce tamamen östenit yapıya dönüştürülüp daha sonra AKT sıcaklığına soğutulup, AKT sıcaklığında tavlama süresine bağlı olarak östenit tane sınırlarında ferrit fazı çekirdeklenip büyümüştür. Bu nedenle OAKT ısıtma işleminde oluşan ferrit fazının oluşumu için gereken zaman az olduğundan yapıda daha fazla östenit fazının bulunmasına neden olmakta ve su verme sonrası daha fazla martensit fazı bulunmasına neden olmaktadır. Her iki ısıtma işlem yönteminde de AKT sıcaklığı arttıkça OAKT numunelerinin MHO, DAKT numunelerinden fazla olmaktadır.

MHO farklı olmasında AKT sıcaklıkları, tavlama süresi ve uygulanan ısıtma işlem yöntemi önemli rol oynamaktadır. Resim 5.2’de DAKT ısıtma işlem uygulanmış

numunelerin, Resim 5.3’de OAKT ısıt işlemleri uygulanmış mikroyapıları görülmektedir. Her iki resim karşılaştırıldığında sabit bir AKT sıcaklığında OAKT numunelerinde daha fazla MHO varlığı görülmektedir. Aynı zamanda artan AKT sıcaklığı ile her iki numunede de MHO’nın artışı belirgin bir şekilde görülebilir.



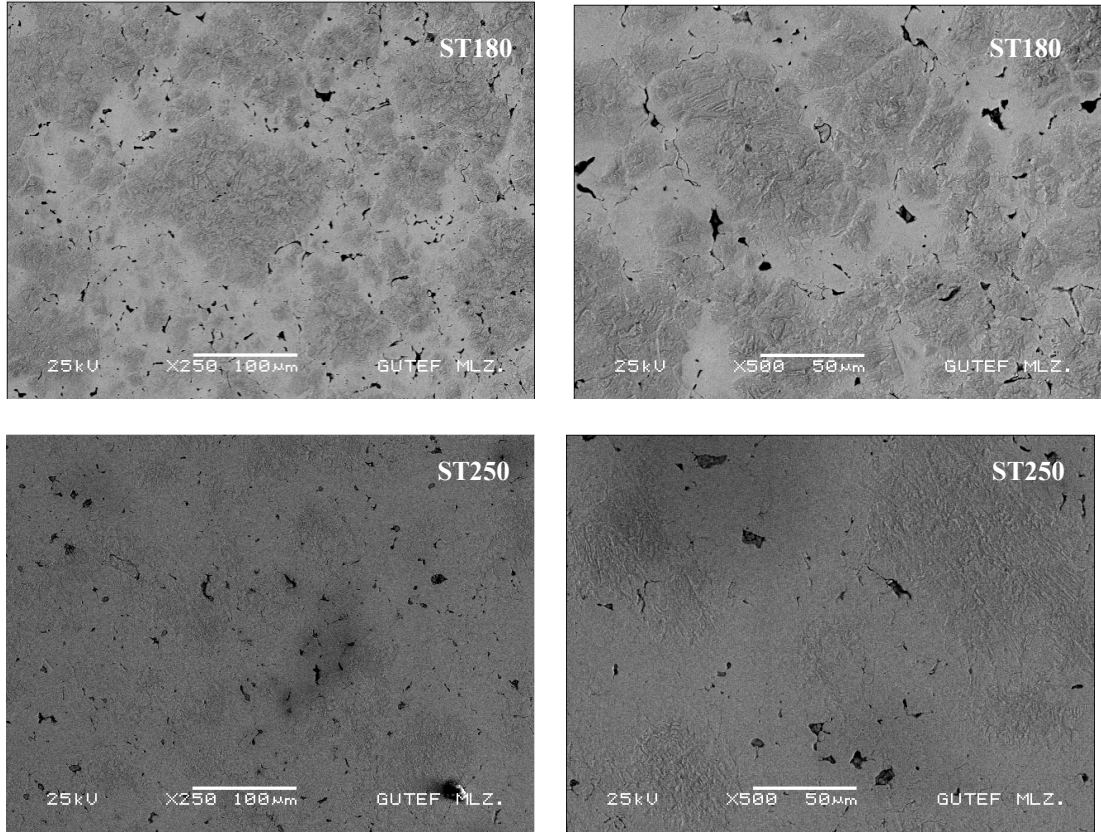
Resim 5.2. Farklı AKT sıcaklıklarında DAKT ısıt işlemleri uygulanmış numunelerin mikroyapıları. (Koyu bölgeler: Ferrit, Açık bölgeler: Martensit)



Resim 5.3. Farklı AKT sıcaklıklarında OAKT ısıt işlemleri uygulanmış numunelerin mikroyapıları. (Koyu bölgeler: Ferrit, Açık bölgeler: Martensit)

Bu çalışmada üçüncü olarak; sinterleme işleminden sonra su verme + temperleme ısıt işlemleri uygulanmıştır. Sinterleme işleminden sonra ferrit + perlit mikroyapılı numuneler 890 °C’ de östenitlenip yağda su verme işlemi yapılarak tamamen martensit yapı üretilmiştir. Tamamen martensit yapıya sahip numunelere 180 °C’de 2 saat ve 250 °C’ de 3 saat temperleme işlemi yapılmıştır. Bu ısıt işlemin amacı, mekanik özellikler üzerine etkisi (darbe dayanımları, çekme dayanımları) diğer

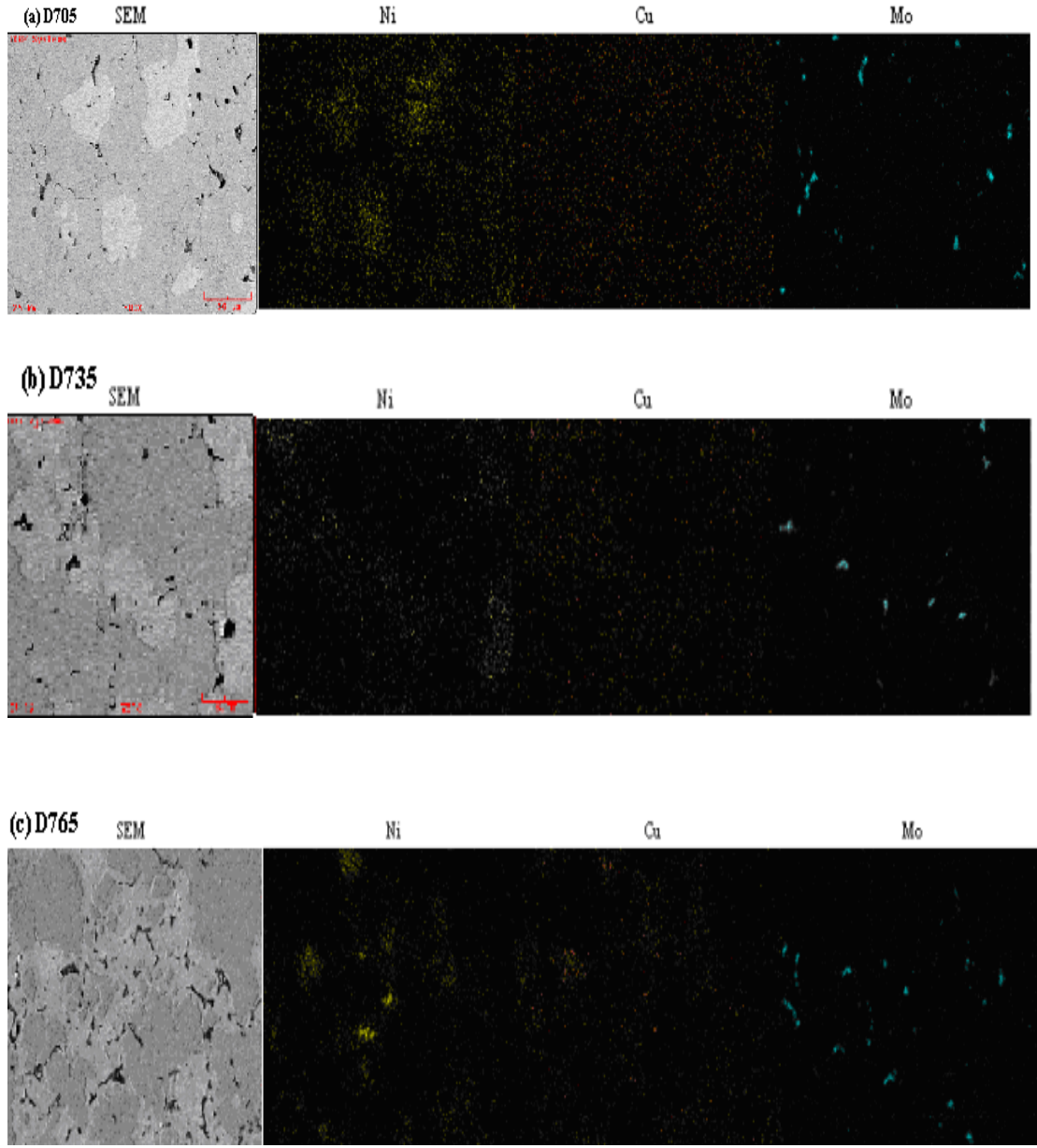
numunelerle karşılaştırma amacıyla yapılmıştır. Resim 5.4’de 180 °C ’de 2 saat (ST180) ve 250 °C’ de 3 saat (ST250) temperleme işlemi yapılmış numunelerin mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Her iki numunede tipik temperlenmiş matris yapısı ve bu yapıda dağılmış Ni’ce zengin alanların varlığı dikkati çekmektedir.



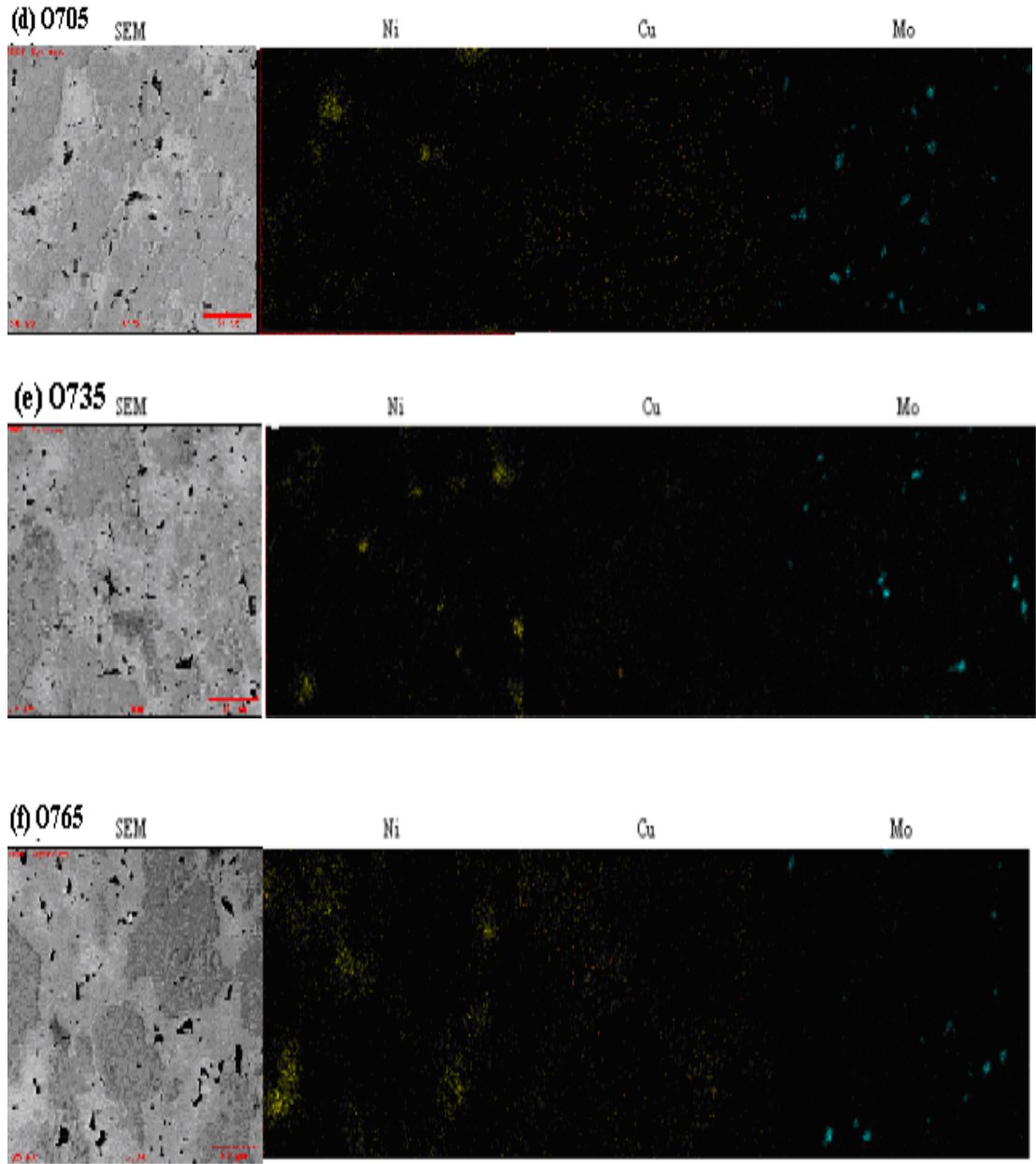
Resim 5.4. ST (Su verme + temperleme) ısıt işlemleri uygulanmış numunelerin mikroyapıları

5.4. Isıl İşlemlerden Sonra Element Dağılım Analiz Sonuçları

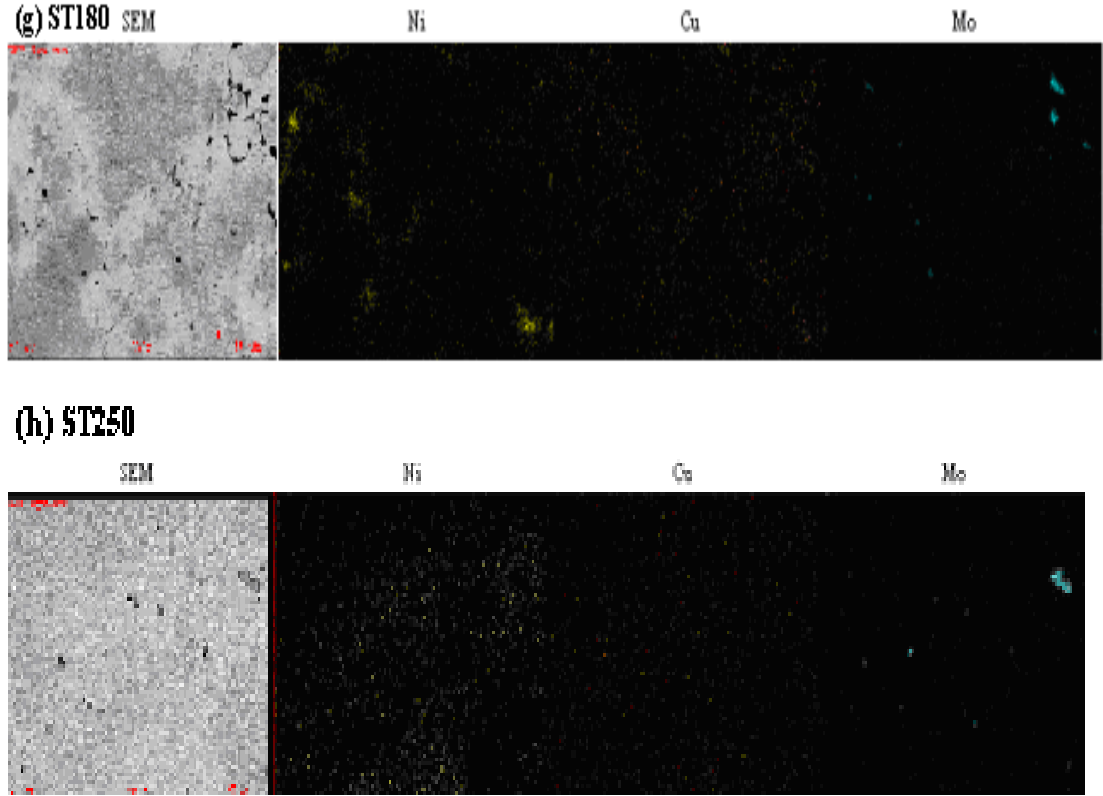
Isıl işlemler sonrası T/M numunelerin mikroyapısındaki alaşım elementlerinin dağılım şekilleri EDS analiz tekniği ile belirlenmiştir. Bu yöntemle DAKT, OAKT ve ST numunelerinin ferrit ve martensit fazındaki Ni, Cu ve Mo elementlerinin dağılımı tespit edilmiştir (Resim 5.5-5.7).



Resim 5.5. DAKT numunelerinin element dağılım haritaları



Resim 5.6. OAKT numunelerinin element dağılım haritaları



Resim 5.7. ST numunelerin element dağılım haritaları

Farklı sıcaklıklarda DAKT, OAKT ve ST ısıt işlemleri uygulanmış numunelere SEM’de X500 büyütme yapılarak element dağılım görüntüleri elde edilmiştir. Farklı yöntemlerle ısıt işlem uygulanan numunelerin element dağılım görüntüleri incelendiğinde Ni ve Mo alaşımlı elementlerinin tamamen çözünmediği Cu’nın daha fazla oranda ve homojen bir şekilde ana yapıya dağıldığı açıkça görülebilir. Çünkü Cu’nun ergime sıcaklığı Ni ve Mo’dan daha düşük olması aynı zamanda sinterleme sıcaklığında sıvılaşılarak ana yapı içinde homojen çözünmesinden kaynaklanmıştır.

5.5. Mekanik Özellikler

T/M çeliklerin mekanik özellikleri sahip oldukları yoğunluklara (gözenek oranlarına), kimyasal bileşimlerine uygulanan ısıt işlemlere bağlıdır. Bu çalışmada ön alaşımlı T/M çeliklere uygulanan farklı ısıt işlemlerin özelliklere etkileri araştırıldı.

5.5.1. Sertlik özellikleri

Sinterleme sonrası DAKT ve OAKT ısıt işlemleri uygulanmış numunelerin sahip oldukları makro sertlik değerleri Çizelge 5.2 ve Şekil 5.2’de verilmiştir. Şekil 5.2 incelendiğinde DAKT ve OAKT ısıt işlemleri uygulanmış numunelerde AKT sıcaklığı arttıkça yani MHO arttıkça makro sertlik değerleri artmaktadır. Çünkü AKT sıcaklığı arttıkça martensit hacim oranı artmaktadır ve makro sertlik değerleri de artma eğilimi göstermektedir [11].

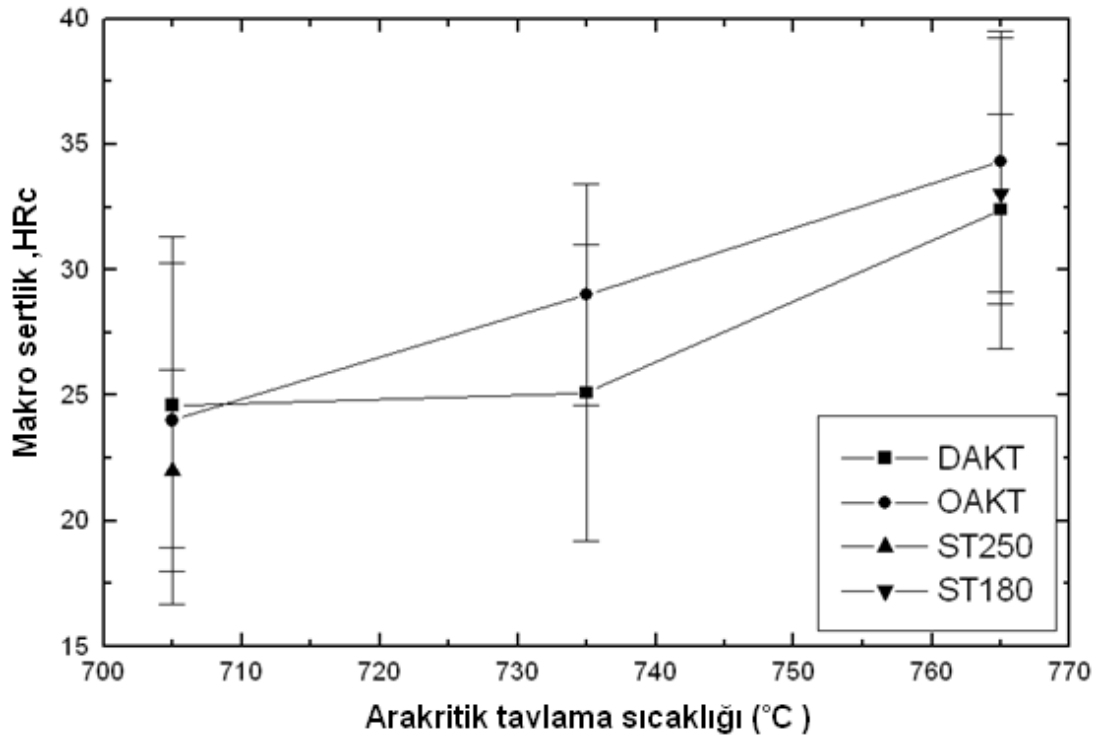
Aynı AKT sıcaklığında OAKT numunelerinin makro sertlik değerlerinin DAKT numunelerinden daha fazla çıkmasının sebebi olarak OAKT numunelerinde daha fazla MHO’nı elde edilmesinden kaynaklanmıştır. Çünkü sert faz genellikle akma ve çekme dayanımlarını, yumuşak faz tokluğu ve sünekliği düzeltme eğiliminde bulunurlar [3].

DAKT ve OAKT numunelerinin mekanik özelliklerini kıyaslamak amacıyla ST numuneleri üretilmiştir. Bunun içinde Şekil 5.2’de görüldüğü gibi DAKT, OAKT ve ST numunelerinde makro sertlik değeri en fazla D765, O765 ve ST180 numunelerinde en az makro sertlik değeri ise D705, O705 ve ST250 numunelerinde elde edilmiştir. ST numunelerine 890 °C’de yağda su verme işlemi yapılarak tamamen martensit mikroyapı üretilmiştir. Tamamen martensit mikroyapıda olan numunelerin bir kısmına 180 °C’de 2 saat temperleme işlemi uygulayarak makro sertliği en fazla olan D765 ve O765 nolu numunenin makro sertliğine yakın değer elde edilmiştir. Diğer martensit mikroyapıdaki numunelere 250 °C’de 3 saat temperleme ısıt işlemleri uygulanarak makro sertliği en az olan D705 ve O705 nolu numunenin makro sertliğine yakın değer elde edilmiştir.

Tamamen martensit yapıya sahip malzemelerin sertliği temperleme sıcaklığına ve süresine bağlı olarak değişmektedir. Temperleme sıcaklığı arttıkça makro sertlik değerleri azalmaktadır [3].

Çizelge 5.2. T/M numunelerin makro sertlik değerleri

Numune No	Makro Sertlik(HRc)
D705	24.6 ± 5.65
D735	25.1 ± 5.90
D765	32.4 ± 3.78
O705	24.0 ± 7.34
O735	29.0 ± 4.40
O765	34.3 ± 5.20
ST180	33.0 ± 6.18
ST250	22.0 ± 4.00



Şekil 5.2. T/M numunelerin makro sertlik değişim grafiği

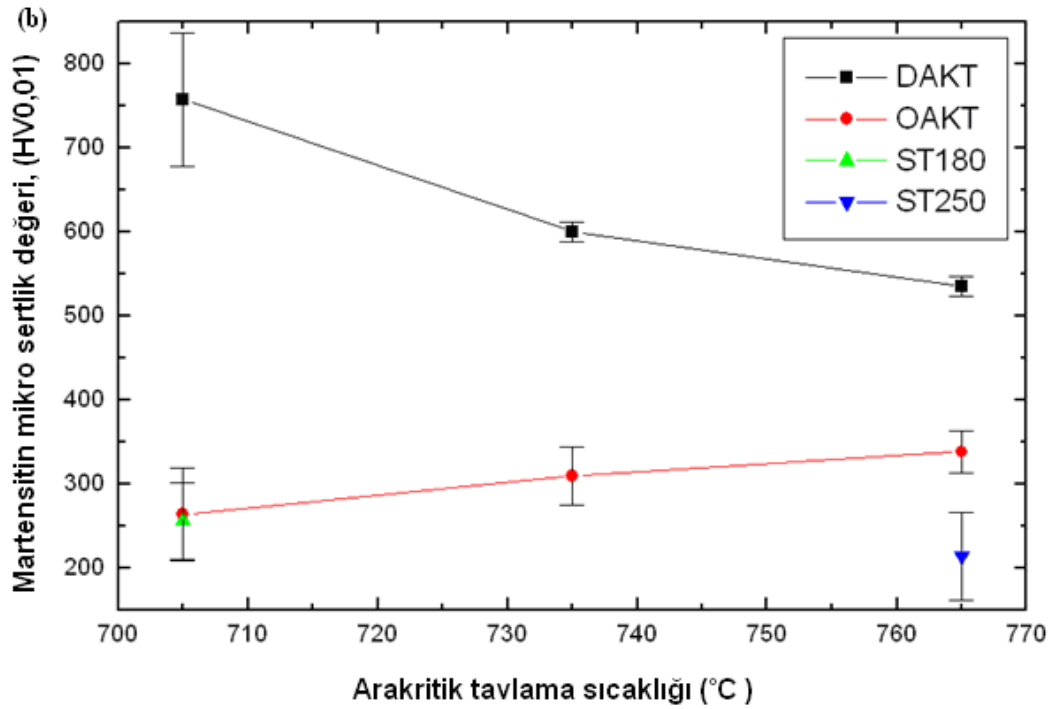
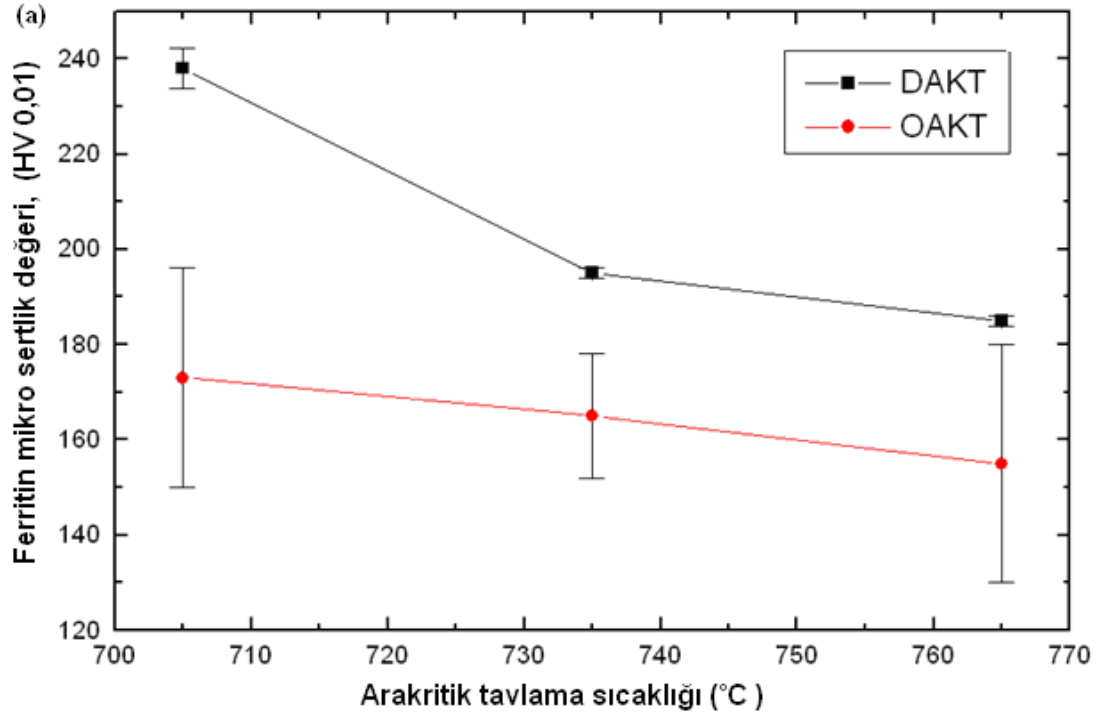
Çizelge 5.3 ve Şekil 5.3'de MHO bağlı olarak DAKT ve OAKT numunelerinde martensit ve ferrit fazlarının mikro sertlik değerleri verilmiştir. AKT sıcaklığı arttıkça DAKT ve OAKT numunelerinin ferrit fazlarının sertliğinin azaldığı görülmüştür (Şekil 5.3.(a)). Tüm AKT sıcaklıklarında OAKT numunelerinde ferrit fazının sertliği DAKT numunelerindeki ferrit fazından daha düşük olduğu görülmüştür. Bunun muhtemel nedeni OAKT numunelerindeki östenit fazından AKT bölgesine inildiğinde östenit tane sınırlarında yeni oluşan faz ferrit fazı olup bu oluşan ferritin

alaşım elementlerince daha temiz olmasından kaynaklandığı düşünülebilir. Ancak AKT sıcaklığı arttıkça DAKT numunelerinde martensit fazının mikro sertliğinin azaldığı gözlenmiştir. Çünkü AKT sıcaklığı arttıkça MHO artmaktadır ve östenitin (su verme sonrası martensit) C içeriği azalmaktadır [11].

DAKT numunelerinin aksine OAKT numunelerinde ise AKT sıcaklığı arttıkça martensitin mikro sertlik değeri artmaktadır. Bunun nedeni ise AKT sıcaklığı arttıkça martensit fazı içinde çözünen Ni miktarı artmaktadır [3]. Çözünen Ni oranı arttıkça, Ni'in sertliği artırıcı özelliğinden dolayı OAKT numunelerinde AKT sıcaklığı arttıkça martensit fazının mikro sertliğini artırdığı düşünülebilir.

Çizelge 5.3. DAKT, OAKT ve ST numunelerindeki ferrit ve martensit fazlarının mikro sertlik değerleri

Numuneler	Mikrosertlik (HV0.01)	
	Ferrit	Martensit
D705	237.370 ±4.2	756.777 ±78
D735	195.000 ±10	600.000 ±50
D765	185.000 ±18	535.000 ±32
O705	173.000 ±22	264.000 ±55
O735	164.750 ±12	309.500 ±33
O765	155.000 ±25	338.000 ±25
ST180	-----	214.000 ±52
ST250	-----	256.000 ±46



Şekil 5.3.DAKT ve OAKT numunelerinde ferrit ve martensit fazlarının mikro sertlik değişim grafiği (a) DAKT ve OAKT numunelerinde ferrit fazının mikro sertlik değişim grafiği (b) DAKT ve OAKT numunelerinde martensitfazının mikro sertlik değişim grafiği

5.5.2. Çekme özellikleri

Çizelge 5.4’de farklı AKT sıcaklıklarında tavlama işlemi yapılmış DAKT ve OAKT numuneleri, su verme ve temperleme işlemi yapılmış ST numuneleri ile ısıtıl işlem uygulanmamış sadece sinterlenmiş numunelerin çekme özellikleri verilmiştir. Sinterlenmiş numunenin akma ve çekme dayanımı ısıtıl işlem uygulanmış numunelere göre belirgin bir şekilde düşük beraberinde süneklik değerleride çok fazla değildir.

Çizelge 5.4. Uygulanan ısıtıl işleme bağlı olarak akma-çekme ve uzama değerleri

Numune no	Akma Gerilmesi (Mpa)	Çekme Gerilmesi (Mpa)	Kopma uzaması (%)
Sinterlenmiş	*	383	3.14
D705	*	459	2.82
D735	503.471	520	2.10
D765	408.757	541	1.59
O705	405.906	555	3.56
O735	*	624	3.42
O765	476.353	710	3.38
ST180	394.029	659	2.54
ST250	*	498	3.31
* Bu numunelerde akma gerilmesi tespit edilememiştir.			

AKT sıcaklığı arttıkça MHO artmasına rağmen martensitin C içeriği azalmaktadır. MHO artmasıyla beraber akma ve çekme dayanımları artar ancak sünekliği azalır [3,58]. DAKT ve OAKT ısıtıl işlemi uygulanmış numunelerin çekme dayanımları artan MHO’na bağlı olarak artmıştır. Süneklik değerleri ise artan martensit oranı ile azalmıştır. Tüm ferrit+martensit mikroyapılı T/M numuneler, çift fazlı çeliğin genel özellikleri olan sürekli akma davranışı göstermişlerdir. Ancak bu davranış T/M malzemelerde de sıklıkla görülmektedir. Bilindiği gibi T/M malzemeler tam yoğunlukta değildir. Bu malzemelerde çekme yükü sinterleme ile bağlanmış toz parçacıklarının temas yüzeyleri tarafından belirlenmektedir. Bu nedenle tüm çekme yükü bu temas yüzeyleri tarafından sağlandığından bu bölgelerde mikro deformasyon gerçekleştiğinden belirgin bir akma gerilmesi göstermeyebilir. Bu çalışmada incelenen T/M numunelerin çekme özelliklerinde dikkati çeken en önemli nokta, kopmanın maksimum çekme dayanımından hemen sonra gerçekleşmiş olması ve

kopma bölgesinde belirgin bir kesit daralmasının meydana gelmemesidir. Bu nedenle düzgün uzama ve toplam uzama değerleri birbiriyle hemen hemen aynıdır.

T/M çelik numunelerde tam yoğunluklu bir şekil elde etmek için tek yönlü preslendiler ve sinterlendiler. Ancak T/M çeliklerde tam yoğunluklu bir şekil elde etmek zordur. Genellikle T/M çelikler tam yoğunlaştırılmadıklarından mekanik özellikleri etkilerler. İkinci faz yapıların (beynit, martensit vb.) biçimi, miktarı da mekanik özellikleri etkiler [11].

OAKT numuneleri aynı AKT sıcaklığında DAKT numunelerine oranla daha fazla akma ve çekme dayanımı göstermişlerdir. Buna sebep olarak AKT işlemi yapılmış numunelerin çekme özelliklerinin martensitin hacim oranından, dağılımından ve biçiminden etkilenmesi gösterilebilir. En önemli faktör ise aynı AKT sıcaklığında OAKT numunelerinin sinterlenerek difüzyon bağı oluşturan ferritik toz partikülleri arasında (tane sınırlarından) bölgesel olarak meydana gelen sünek kopmanın, DAKT ısıtma işlemi uygulanmış numunelerden daha dayanıklı olması gösterilmektedir.

Bu çalışmada temelde vurgulanmak istenen T/M çeliklere uygulanan AKT ve ST ısıtma işlemlerinin mekanik özelliklerine etkisinin karşılaştırılmasıdır. Bu nedenle AKT ve ST ısıtma işlemleri ile elde edilen en düşük ve en yüksek sertliğe sahip numunelerin çekme özellikleri mukayese edilmiştir. Daha önce belirtildiği gibi D705, O705 ve ST250 numunelerinde en düşük sertlik değeri olan ~23 HRC elde edildi. Bu üç numunenin makro sertliği hemen hemen aynı olmasına rağmen O705 numunesinin maksimum çekme gerilmesi D705 ve ST250 numunelerine göre en fazla elde edilmiştir. Aynı zamanda bu numunede kopma uzaması da en fazla elde edilmiştir. Diğer taraftan bu ısıtma işlemleri ile elde edilen en yüksek sertlik değerleri D765, O765 ve ST180 numunelerinde ~33 HRC olarak sağlanmıştır. Aynı sertliğe sahip bu numunelerde de en yüksek çekme gerilmesi OAKT ısıtma işlemi ile üretilen O765 numunesinde ve aynı zamanda bu numunede en yüksek oranda süneklik sağlanmıştır. Bu sonuçlara göre bu çalışmada OAKT ısıtma işlemlerinin ST ve DAKT ısıtma işlemlerine göre üretilen T/M çeliklerin çekme özelliklerini daha da geliştirdiği anlaşılmıştır.

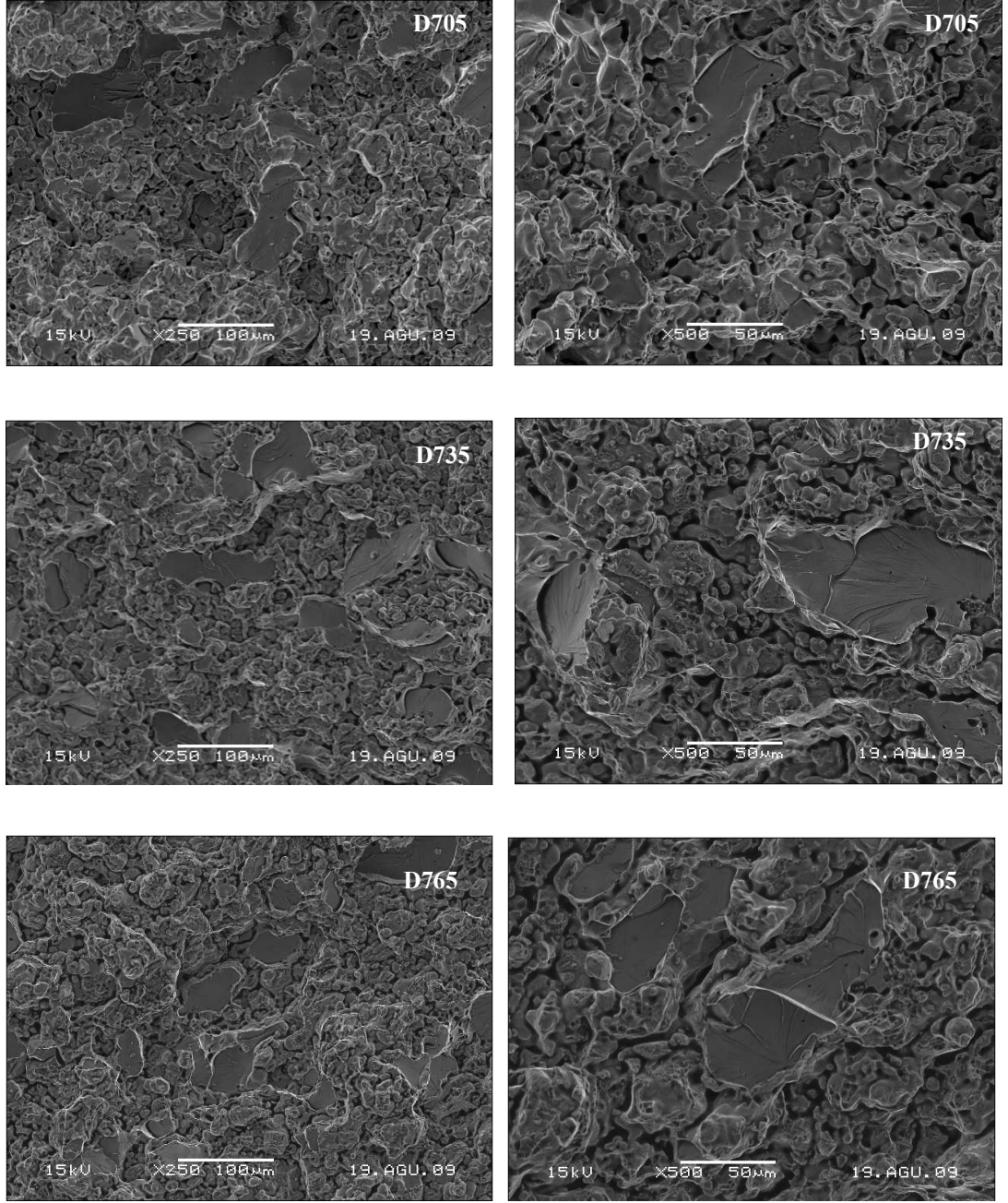
Resim 5.8-5.10'da çekme deneyi sonrası DAKT, OAKT ve ST ısıt işlemleri uygulanmış numunelerin kopma yüzey görüntüleri verilmiştir. Kopma yüzeyleri incelendiğinde DAKT ve OAKT ısıt işlemi uygulanmış numunelerde çukurcuk (dimple) tipi ve yarıma (cleavage) tipi kırıklar meydana gelmiştir. DAKT ve OAKT numunelerinde MHO'nın artmasıyla yarıma tipi kırıkların arttığı ve çukurcuk tipi kırıkların azaldığı gözlenmiştir. Buna sebep olarak martensit sert fazının artması ve ferrit sünek fazının azalması gösterilmektedir. Çünkü martensit fazı üzerinde yarıma tipi kırıklar, ferrit fazı üzerinde çukurcuk tipi kırılma meydana gelmektedir. Sinterlenerek difüzyon bağı oluşan ferritik toz partikülleri arasında (tane sınırlarından) bölgesel olarak sünek kopma tipi gözlenmektedir [11]. Çekme deneyi sırasında mikropplastik bölgelerde, partiküller arası yakın yerlerde gözenek görüldüğünde gerilmeler düşebilir. Plastik bölgelerdeki matris dağıldıkça ve gözenek hacmi büyümesiyle beraber yük dayanım bölgesini azaltıcı etkiye sahip olabilir. Ayrıca düzensiz gözeneğe ve matrisin şekil değiştirilebilirliğine, gözenek kenarlarında mikro çatlakların oluşmasına ve çekme testi sırasında daha kolay çatlakların yayılmalarına bağlıdır [11]. Resim 5.11'de D705 nolu numunenin çekme testi sonrası kopan yüzeyin boyuna mikro yapısı görülmektedir. Özellikle bu numunelerde martensitin kırılma sıklığına sıklıkla rastlanmıştır. Bu nedenle bu numunede en düşük çekme özellikleri elde edildi.

Aynı AKT sıcaklığında OAKT numunelerinin çekme değerlerinin ve sünekliklerinin DAKT numunelerinden daha fazla olması OAKT numunelerindeki ferrit fazının mikro sertliğinin daha yumuşak ve martensit fazının mikro sertliğinin daha az olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

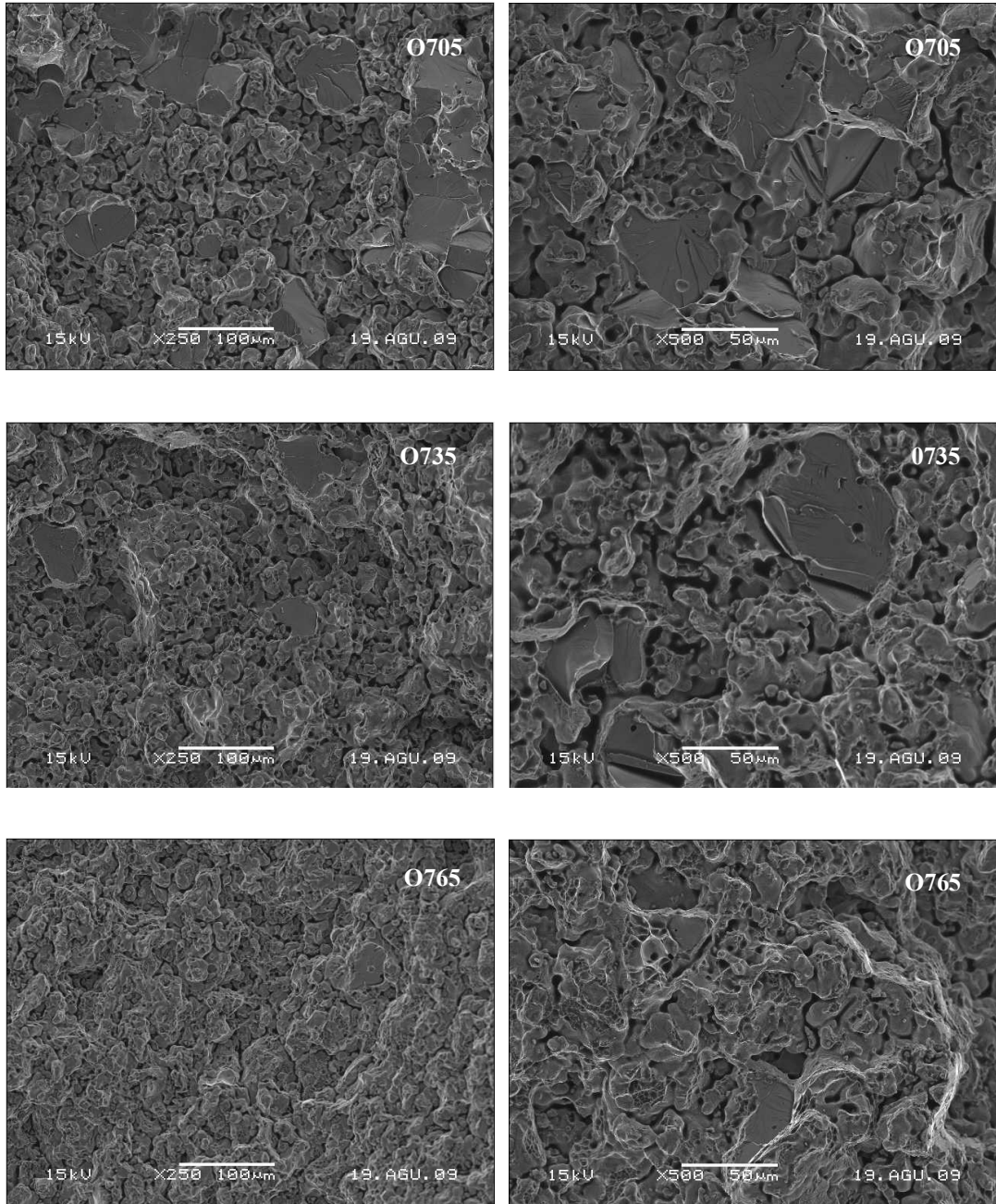
Sinterlenmiş numunelerin mikroyapıları ferrit+perlit yapıya sahip olduklarından akma ve çekme değerleri düşüktür ve ısıt işlem uygulanmış numunelerden yüksek süneklik değerlerine sahiptirler. Sinterlenmiş numunelerinde ferrit yumuşak matrisinden dolayı çukurcuk tipi kırılmalar gözlenmiştir.

ST180 ve ST250 numunelerine de çekme testi uygulanmıştır. ST numunelerine çekme deneyi uygulanmasındaki amaç DAKT ve OAKT ısıt işlemi uygulanmış

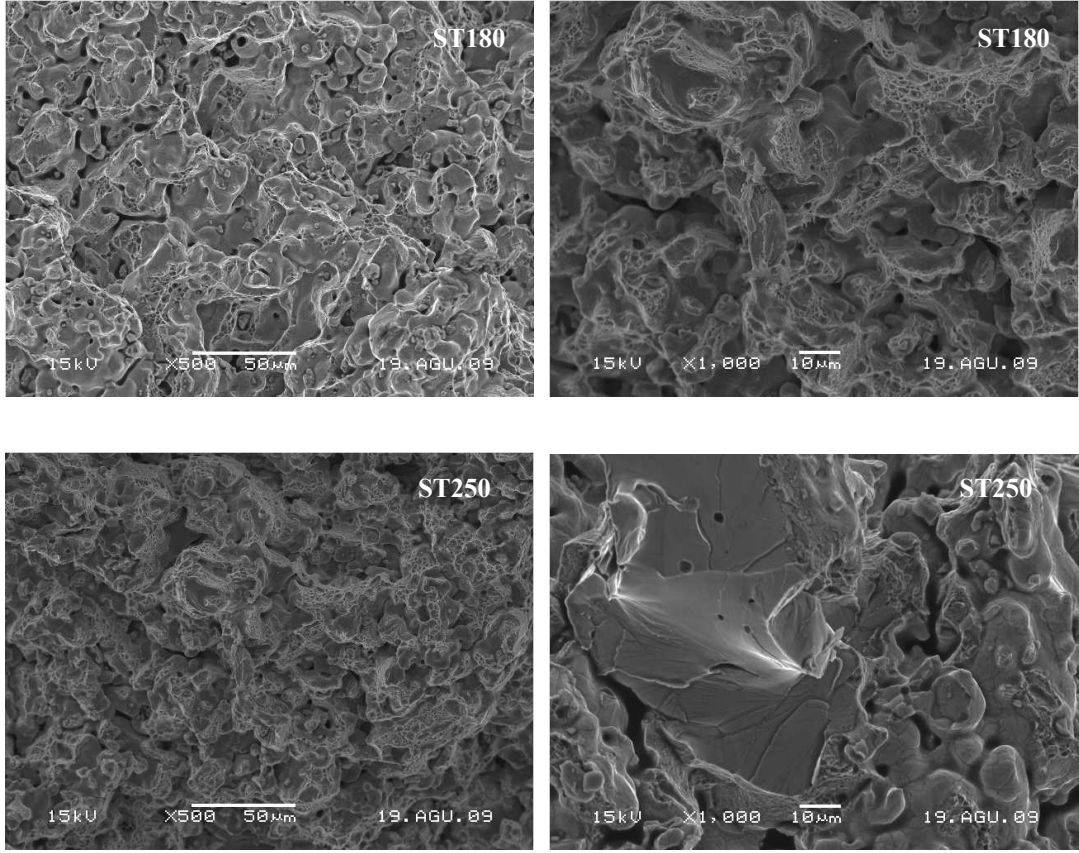
numunelerin en düşük ve en yüksek makro sertlik değerlerini elde etmek ve çekme özelliklerini karşılaştırmaktır. Tamamen martensit mikroyapıdaki numunelere temperleme işlemi uygulanarak numunenin makro sertliği azaltılarak tokluğu artırılır. S.S.M. Tavaresi ve arkadaşları [59], çalışmalarında çift fazlı çeliklere su verme işleminden sonra temperleme işlemi yaparak mekanik özelliklerini incelemişlerdir ve çift fazlı çeliklerde aynı sürede temperleme sıcaklığı artıkça yüzde uzama artmış ve akma ve çekme dayanımları ise azalmıştır. Yani temperleme sıcaklığı veya süresi artıkça çift fazlı çeliklerde akma ve çekme dayanımı azalırken tokluk ve süneklik artmaktadır. ST180 ve ST250 ısıtım işlem numunelerinde makro sertlik değerleri azaltıldığı için mikroyapılarında yarıma tipi kırıklar meydana gelmemiştir, tamamen çukurcuk tipi kırılma meydana gelmiştir.



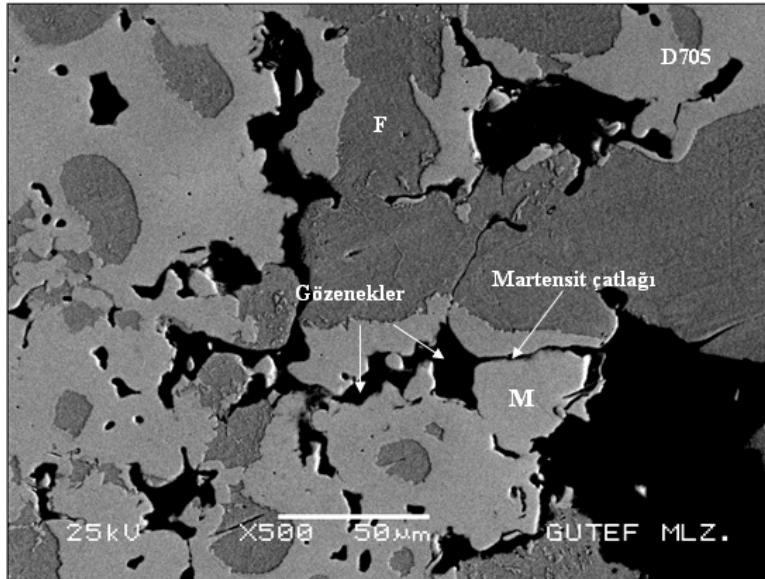
Resim 5.8. DAKT ısıt işlemleri uygulanmış numunelerin çekme testi sonrası kopma yüzeyleri



Resim 5.9. OAKT ısıt işlemleri uygulanmış numunelerin çekme testi sonrası kopma yüzeyleri



Resim 5.10.ST ısııl işlemi uygulanmış numunelerin çekme testi sonrası kopma yüzeyleri



Resim 5.11. D705 nolu numunenin çekme testi sonrası kırık yüzeyinin mikroyapısı (M:Martensit; F:Ferit)

5.5.3. Darbe özellikleri

DAKT, OAKT ve ST ısıtıl işlemleri uygulanmış numunelerin darbe özellikleri, sinterlenmiş numunelerin darbe sonuçları ile beraber Çizelge 5.5 ve Şekil 5.4’de verilmiştir. Darbe dayanımı en yüksek O705 numunesinde, en düşük ise D765 numunesinde elde edilmiştir.

DAKT ve OAKT numunelerinde AKT sıcaklığı arttıkça darbe dayanımının azaldığı görülmüştür. DAKT ve OAKT numunelerinde artan AKT sıcaklığı ile beraber MHO artmıştır. Bu numunelerde darbe dayanımını düşüren en önemli faktör, artan MHO’dır. Aynı zamanda bu numunelerde MHO artmasıyla martensit adaları arasında bağlantı ihtimali de artmaktadır. Bu da darbe özelliklerini düşürür.

DAKT ve OAKT numunelerinde artan AKT sıcaklığıyla beraber martensitin C içeriği azalmasına rağmen martensit içindeki Ni çözünürlüğü artmıştır. Martensit içindeki Ni çözünürlüğünün artmasıyla beraber sertlikte artar. Çünkü Ni martensit, perlit gibi faz ve/veya yapılarda sertliği artırıcı bir etkiye sahiptir. OAKT ısıtıl işlemleri uygulanmış numunelerde, tamamen östenit fazı oluşturmak için 890 °C’ de tavlanan östenitin C içeriği azalırken Ni çözünürlüğü de artmıştır. Bu sebepten dolayı OAKT numunelerinin darbe dayanımı daha yüksektir.

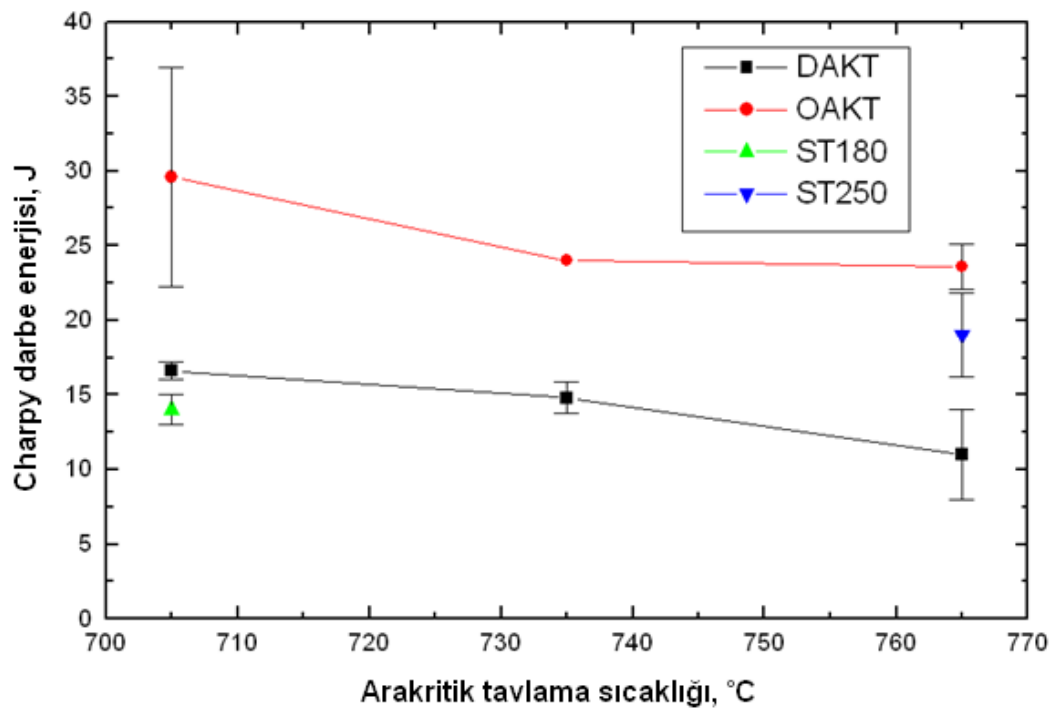
Sadece sinterleme işlemi yapılmış numunelerinin darbe özelliklerinin DAKT ve ST numunelerinden yüksek çıktığı görülmüştür. Buna sebep olarak ferritin sünek bir yapıya sahip olması ve Ni’ce zengin perlit bölgelerinin varlığı gösterilmektedir.

Temperleme işlemi uygulanan ST numunelerinde temperleme süresi ve temperleme sıcaklığı darbe dayanımı üzerine etkilidir. S.S.M. Tavaresi ve arkadaşları [59], çalışmalarında çift fazlı çeliklere su verme işleminden sonra temperleme işlemi yaparak mekanik özelliklerini incelemişlerdir ve çift fazlı çeliklerde aynı sürede temperleme sıcaklığı arttıkça süneklik artmış, akma ve çekme dayanımları ise azalmıştır. Yani temperleme sıcaklığı veya süresi arttıkça çift fazlı çeliklerde akma ve

çekme dayanımı azalırken tokluk ve süneklik artmaktadır. Bundan dolayı ST250 numunelerinin darbe dayanımları ST180 numunelerinden yüksek çıkmıştır.

Çizelge 5.5. AKT sıcaklığına bağlı olarak DAKT, OAKT ve ST numunelerini darbe enerjisi

Numuneler	Darbe Enerjisi (J)
Sinterlenmiş	21.0 $\pm$ 0.00
D705°C	16.6 $\pm$ 0.57
D735°C	14.8 $\pm$ 1.04
D765°C	11.0 $\pm$ 3.04
O705°C	29.6 $\pm$ 7,37
O735°C	24.0 $\pm$ 0.00
O765°C	23.6 $\pm$ 1,52
ST180	14.0 $\pm$ 1.00
ST250	19.0 $\pm$ 2.82



Şekil 5.4. AKT sıcaklığına bağlı olarak DAKT, OAKT ve ST numunelerinin darbe dayanımları

Aynı AKT sıcaklıklarında OAKT numunelerinin darbe dayanımları DAKT numunelerinden daha yüksek bulunmuştur. Resim 5.12-5.14'deki darbe deneyi

sonrası numunelerin kırık yüzeylerinin SEM görüntüleri ile Resim 5.15-5.17’de darbe deneyinde sonra numunelerin boyuna kırık yüzeylerinin SEM’de görüntüleri incelendiğinde OAKT numunelerinde yarıma tipi kırılma alanları daha azdır. DAKT ve OAKT numunelerinde AKT sıcaklığı arttıkça martensitin içerdiği C miktarı azalmaktadır. Bundan dolayı martensitin sertliğinde azalma beklenir. Ancak artan AKT sıcaklığı ile martensit içindeki Ni çözünürlüğü arttığından dolayı martensit fazının sertliğini artırıcı etki yapar. DAKT ve OAKT numunelerinde AKT sıcaklığı arttıkça östenitin (su verme sonrası martensitin) C içeriği azalmasına rağmen martensitin içindeki Ni’in çözünürlüğü artmıştır. Martensit içindeki Ni’in çözünürlüğünün artmasından dolayı martensit fazının sertliğinin azda olsa artması beklenir. Düşük sıcaklıklarda martensit fazında yarıma tipi kırılma meydana gelmesinin sebebi martensit fazının içindeki C oranının fazla olmasından dolayı sert olmasından ve içindeki az da olsa Ni çözünürlüğünün bulunmasından kaynaklanmaktadır. Yüksek AKT sıcaklıklarında ise martensit içinde azalan C oranına rağmen Ni’in çözünürlüğü arttığından dolayı martensit sertliğini azda olsa korumuştur. Böylece yüksek AKT sıcaklıklarında martensit fazı oranının fazla olmasından dolayı yarıma tipi kırılmanın arttığı gözlenmiştir. En fazla sünek kopma ise düşük AKT sıcaklıklarında görülmüştür. AKT sıcaklığı arttıkça MHO arttığından sünek ferrit fazının miktarı azalmıştır. Yumuşak ferrit süneklığe katkıda bulunurken, martensit fazı ise dayanımı artırır. Darbe tokluğunun gelişmesine her iki faz da katkıda bulunmaktadır [4].

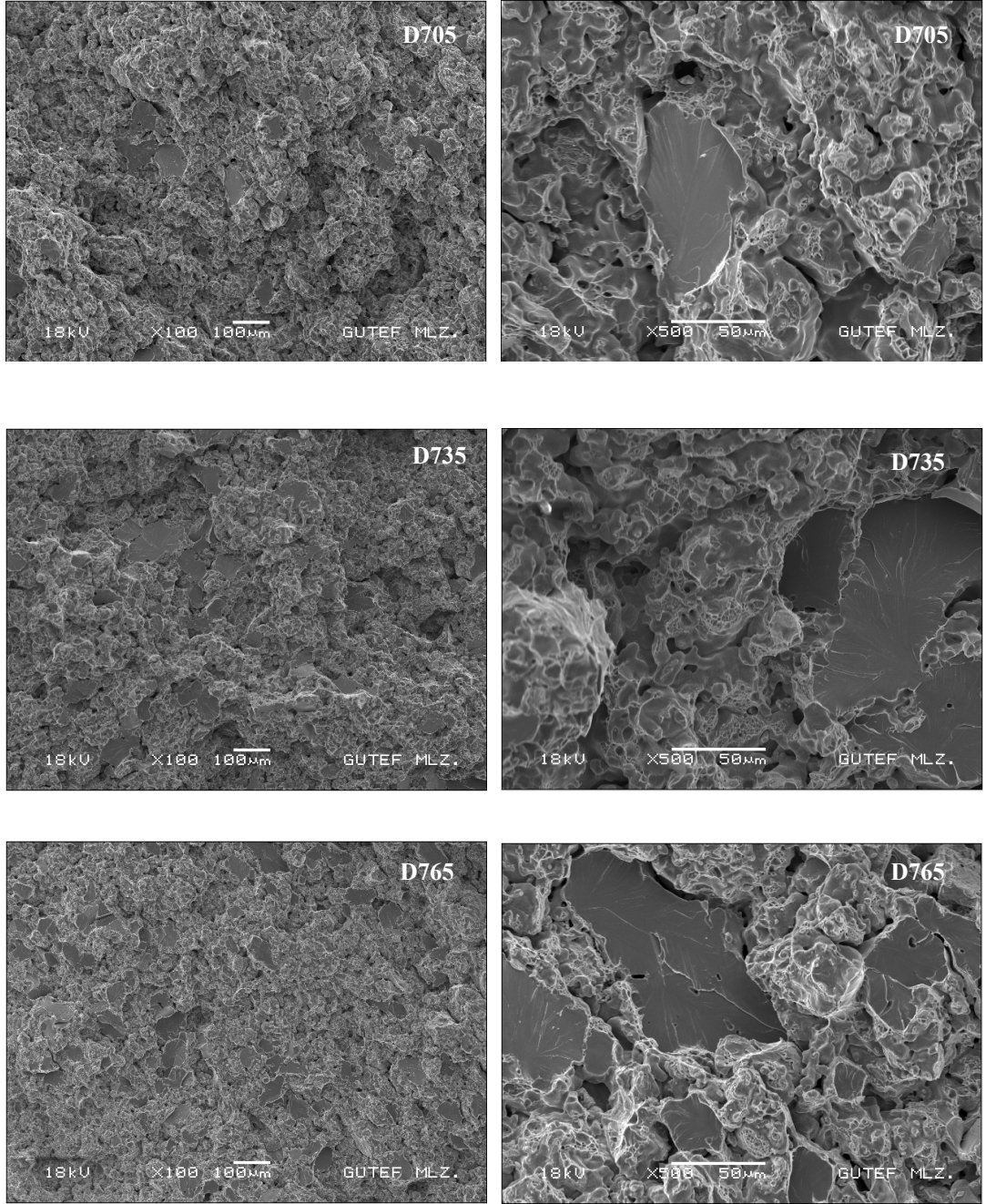
OAKT numunelerinin darbe dayanımlarının yüksek çıkmasında en önemli faktör ise aynı AKT sıcaklığında OAKT numunelerinin sinterlenerek difüzyon bağı oluşturan ferritik toz partikülleri arasında (tane sınırlarından) bölgesel olarak meydana gelen sünek kopmanın, DAKT ısıtma işlemi uygulanmış numunelerden daha fazla gösterilmektedir.

ST ve sinterlenmiş numunelerde temperleme işlemi yapılarak sert martensit fazının kırılabilirliği azaltıldığı için mikroyapı görüntülerinde yarıma tipi kırıklara rastlanmamıştır, bu numunelerde sünek olduklarından dolayı çukurcuk tipi kırılmalar gözlenmiştir. Aynı zamanda bu numunelerde elde edilen martensitin sertliği AKT

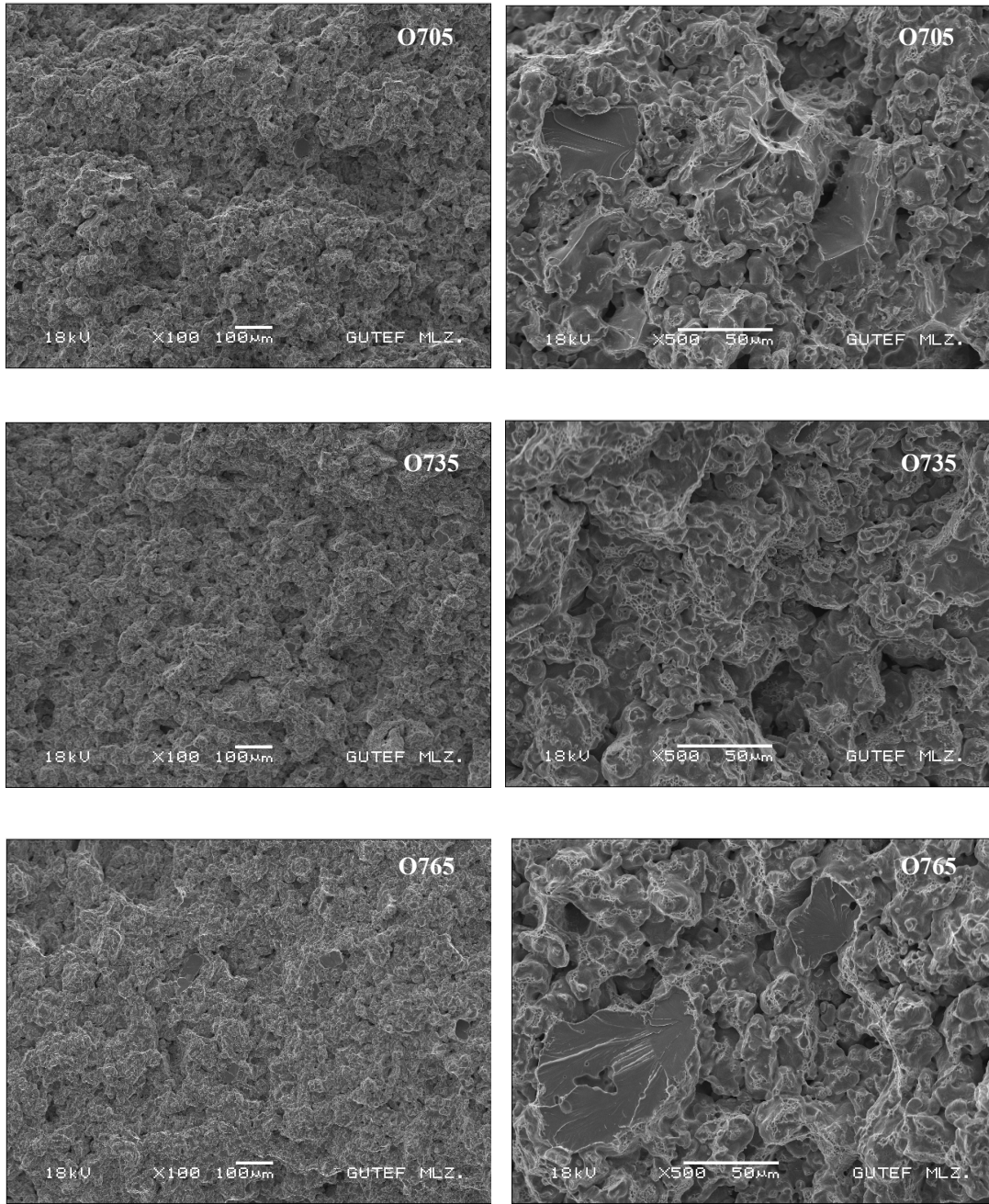
işlemleri uygulanmış numunelerdekilerden daha az olması yarılma tipi bölgelerin oluşumuna neden olmamıştır.

Resim 5.15- 5.17’de darbe testleri sonrası numunelerin kırık yüzeylerine yakın mikroyapıları verilmiştir. Buradanda görüldüğü gibi D765 numunesinde martensit fazlarının kırıldığı anlaşılmıştır. Bu nedenle bu numunenin darbe direnci en düşük gerçekleşmiştir. Bu numune haricinde hiçbir numunede bu tip bir gevrek martensit kırılma ya da çatlama durumuna raslanmamıştır (Resim 5.15).

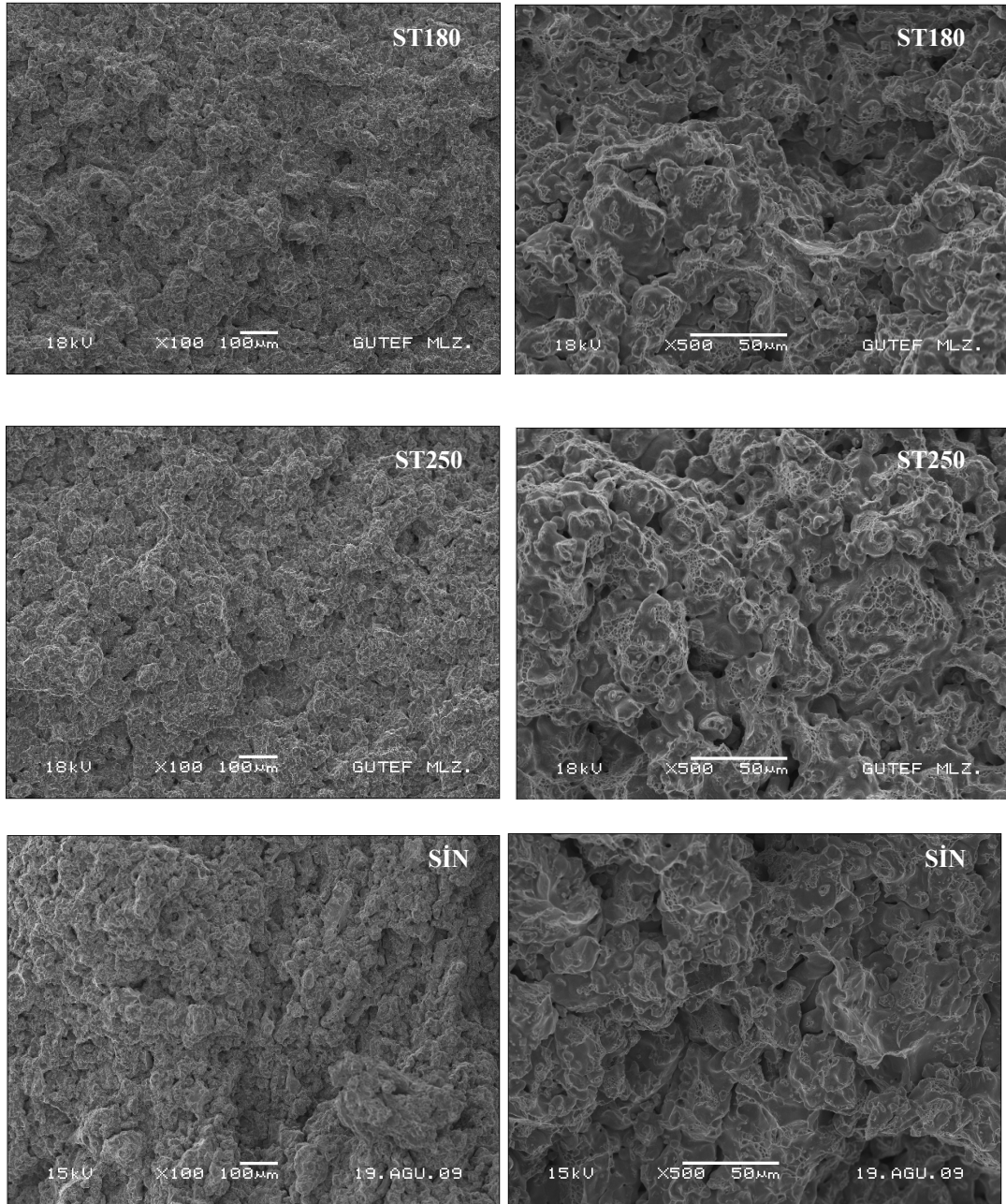
Sonuç olarak bu çalışmada aynı sertliğe sahip numunelerin darbe özellikleri karşılaştırıldığında en düşük sertliğe sahip D705, O705 ve ST250 numunelerinde darbe dirençleri daha fazla sağlanmıştır. Aynı zamanda bu numuneler arasında en yüksek darbe direnci O705 numunesinde sağlanmıştır. En yüksek sertliğe sahip D765, O765 ve ST180 numuneler arasında da yine en yüksek darbe direnci OAKT ısıtıl işlemi uygulanmış numunede elde edilmiştir. Bu nedenle hem çekme hemde darbe özelliklerinin geliştirilmesinde en uygun ısıtıl işlemin OAKT olduğu anlaşılmıştır.



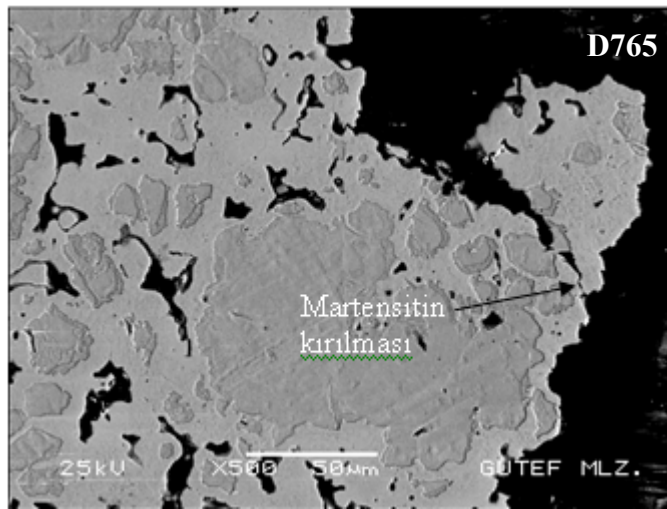
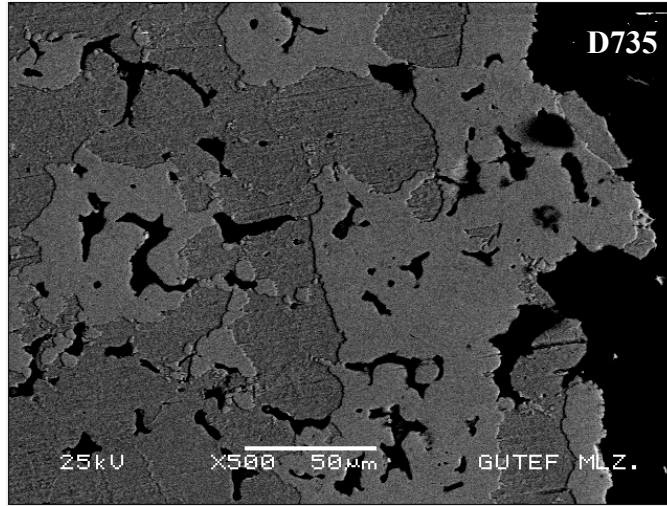
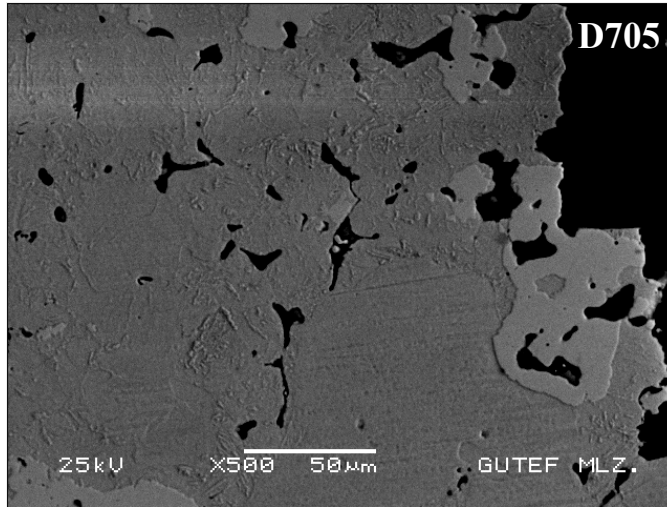
Resim 5.12. DAKT numunelerinin darbe deneyi sonrası kırık yüzey görüntüleri



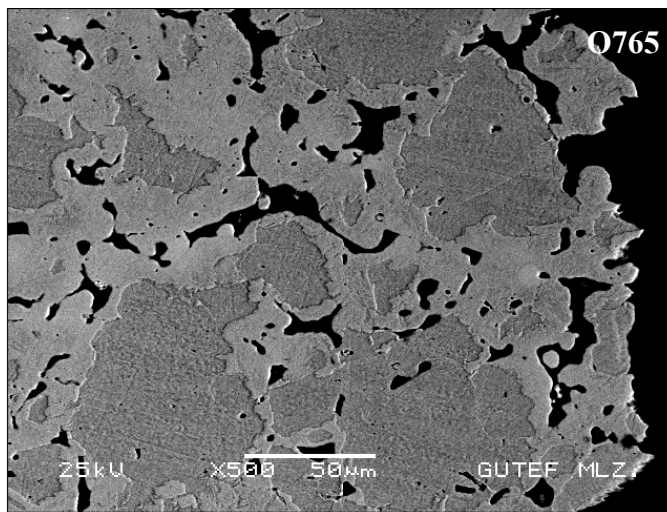
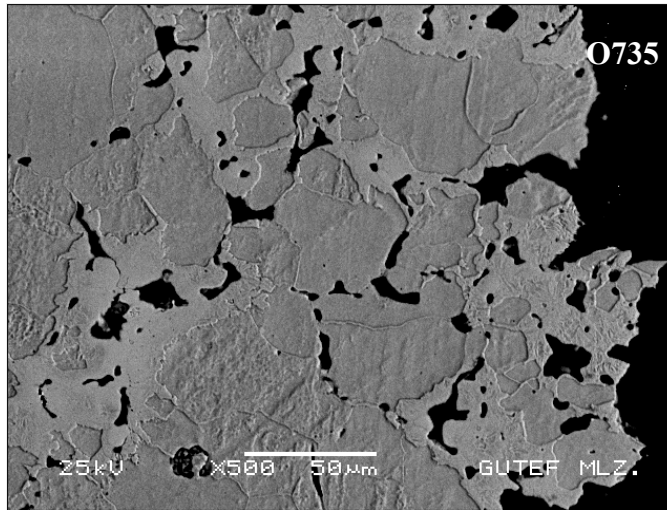
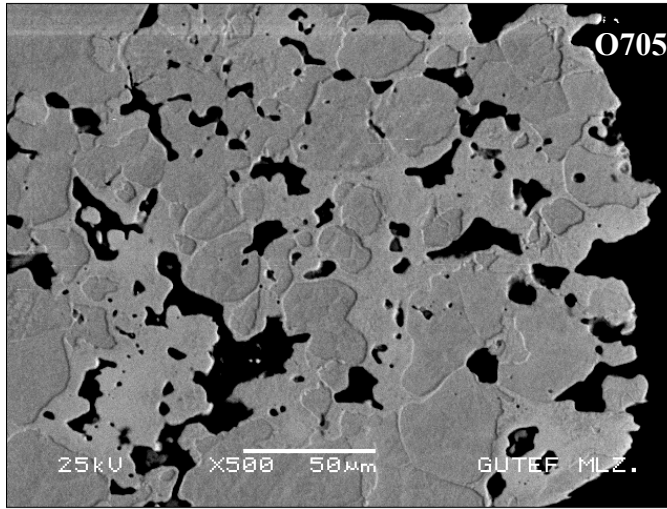
Resim 5.13. OAKT numunelerinin darbe deneyi sonrası kırık yüzey görüntüleri



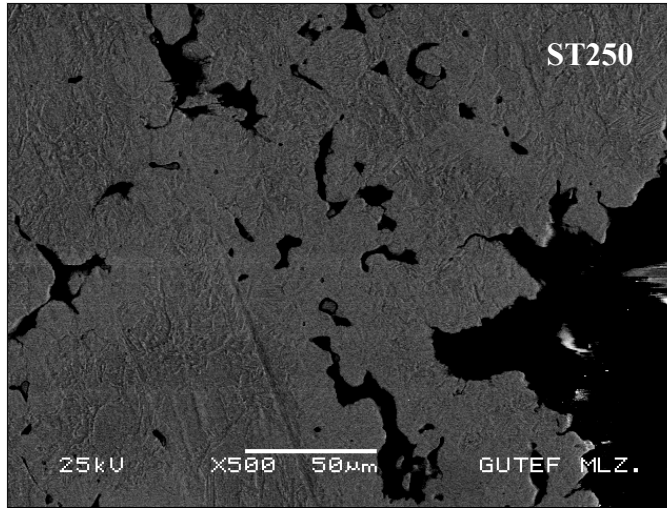
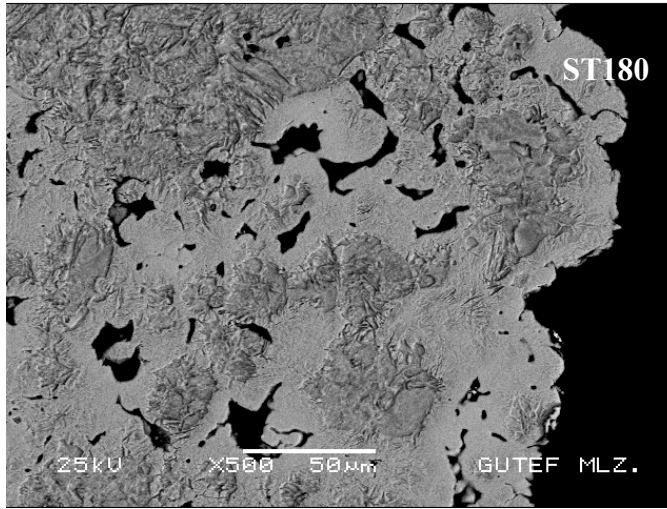
Resim 5.14.ST ve sinterlenmiş numunelerin darbe deneyi sonrası kırık yüzey görüntüleri



Resim 5.15. DAKT numunelerinin darbe deneyi sonrası boyuna kırık yüzeylerinin mikroyapı görüntüleri



Resim 5.16. OAKT numunelerinin darbe deneyi sonrası boyuna kırık yüzeylerinin mikroyapı görüntüleri



Resim 5.17.ST numunelerinin darbe deneyi sonrası boyuna kırık yüzeylerinin mikroyapı görüntüleri

6. SONUÇLAR ve ÖNERİLER

6.1. Sonuçlar

Bu çalışmada, difüzyon bağlı demir esaslı tozlarından üretilen T/M çeliklerin mikroyapı ve mekanik özelliklerine, çift fazlı çeliklere uygulanan iki farklı ısıt işlemlerle üretilen numunelere farklı AKT ısıt işlemlerinin etkileri araştırılmıştır. Bunun için, höganäs firması tarafından üretilmiş ticari ismi DISTALOY AB olan tozlar kullanılmıştır. Difüzyon bağlı alaşımlı tozlar 670 MPa presleme basıncında soğuk olarak kalıplarda tek etkili olarak preslenmiş, 1250 °C sıcaklıkta 30 dakika süre ile sinterlenmiş ve ardından farklı AKT sıcaklıklarından DAKT ve OAKT işlemlerine tabii tutulmuştur. DAKT ve OAKT numuneleri ile mekanik özelliklerini kıyaslamak için ST ısıt işlemine tabii tutulmuş numuneler üretilmiştir. Tüm numunelerin mikroyapı karakterizasyonu, makro ve mikro sertlik ölçümleri, mekanik özellikleri (sertlik, darbe deneyi ve çekme deneyi) incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmıştır.

Mikroyapı

1. Sinterleme işleminden sonra numunelerde ferrit+perlit mikroyapı üretilmiştir. Ni, Cu ve Mo elementlerinin homojen bir şekilde mikroyapıda dağılım gösterdiği görülmüştür.

2. Aynı şartlarda sinterleme işlemi yapılmış T/M numunelere sinterleme sonrası 705-735 ve 765 °C’de doğrudan AKT ısıt işlemi ve yağda su verme işlemi uygulanmıştır. Bu numuneler DAKT olarak adlandırılmıştır. Yine aynı şartlarda sinterleme işlemi yapılmış T/M numuneler sinterleme sonrası 890 °C’de tamamen östenitlendikten sonra 705–735 ve 765 °C AKT sıcaklığına soğutarak yağda su verme işlemi yapılmıştır. Bu numuneler OAKT olarak adlandırılmıştır. Bu ısıt işlemler sonunda numunelerde ferrit+martensit+gözenek mikroyapıları elde edilmiştir.

3. EDS analiz sonuçlarına göre DAKT, OAKT ve ST ısıt işlemleri uygulanmış numunelerin mikroyapılarında Cu ve Ni'in martensit fazı üzerinde homojen bir şekilde dağılım gösterdiği, Mo elementinin ise tamamen çözünmediği gözeneklerde ve gözenek sınırlarına yakın dağıldığı görülmüştür.

4. DAKT ve OAKT numunelerinde, artan AKT sıcaklığına bağlı olarak MHO'nında arttığı gözlenmiştir.

Sertlik

1. DAKT ve OAKT ısıt işlemleri uygulanmış numunelerin makro sertlik değerleri artan MHO bağlı olarak artmıştır. DAKT ısıt işlemleri numunelerinin makro sertlik değerleri 24.6 ile 32.4 HRc arasında iken OAKT ısıt işlemleri numunelerinin makro sertlik değerleri 24 ile 34.3 HRc arasında elde edilmiştir. Tamamen martensit yapıya sahip numunenin makro sertliği 36 HRc iken, temperleme işlemi yaparak elde edilen ST180 ısıt işlem numunesinde 33 HRc, ST250 ısıt işlem numunesinde 22 HRc elde edilmiştir.

2. DAKT ve OAKT ısıt işlem numunelerinde AKT ve yağda su verme işlemi sonrası elde edilen martensit parçacıklarının mikro sertlik değerleri MHO'na bağlı olarak değişim göstermiştir.

3. $\alpha + \gamma$ bölgesinde AKT sıcaklıklarının artışıyla birlikte östenitin C oranı düşmektedir. Bu nedenle östenitten dönüşen martensitin mikro sertliğinde bir azalma göstermiştir. Yani DAKT ve OAKT ısıt işlemleri numunelerinde su verme sonrası AKT sıcaklığı arttıkça martensit fazının mikro sertliği azalmıştır.

Mekanik Özellikler

1. Sinterleme sonrası T/M numunelerin çekme dayanımı 383 MPa'dır. Süneklik değeri ise % 3,14'dür.

2. DAKT ve OAKT numunelerinde AKT sıcaklığı arttıkça akma ve çekme dayanımları artarken süneklikleri azalmıştır. DAKT ısıtıl işlemi uygulanmış maksimum çekme dayanımı 459 – 541 MPa arasında elde edilirken OAKT ısıtıl işlemi uygulanmış numunelerde maksimum çekme dayanımı 555- 710 MPa arasında elde edilmiştir.

3. DAKT ve OAKT ısıtıl işlemi uygulanmış numunelerde artan AKT sıcaklığına bağlı olarak MHO'da artmıştır. MHO artışıyla beraber akma ve çekme dayanımları artarken süneklik değerleri azalmıştır. DAKT ısıtıl işlemi uygulanmış numunelerde süneklik değeri % 1.59- 2.82 arasında, OAKT ısıtıl işlemi uygulanmış numunelerde süneklik değeri % 3.38- 3.56 arasında elde edilmiştir.

4. Tamamen martensit yapıya sahip numunelere temperleme işlemi uyguladığımızda temperleme süresine bağlı olarak martensitin sertliği artmıştır, tokluğu ve sünekliği azalmıştır. Bundan dolayı ST180 ısıtıl işlemi uygulanmış numunede çekme dayanımı 659 MPa, sünekliği % 2.54, ST250 ısıtıl işlemi numunesinde çekme dayanımı 498 MPa, sünekliği % 3.31 elde edilmiştir.

5. Çekme deneyi sonrası kırılan yüzeylerin kırılma tipleri incelenmiştir. Sinterleme işleminden sonra DAKT ve OAKT ısıtıl işlemi uygulanmış numunelerde martensit fazı üzerinde yarılma tipi kırılmalar gözlenirken ferrit fazı üzerinde çukurcuk tipi kırılmalar gözlenmiştir. ST numunelerinde yarılma tipi kırılmalara rastlanmamıştır, çukurcuk tipi kırılmalara rastlanmıştır.

6. Sadece sinterleme işlemi uygulanan numunelerde sünek (çukurlu tip) kopmalar gözlenmiştir. Yarılma tipi kırılmalar gözlenmemiştir. Bu sinterleme sonrası toz partiküller arasında difüzyon bağının kuvvetli olduğunu göstermiştir.

7. AKT ısıtıl işlemleri sonrası DAKT ve OAKT numunelerinin darbe dayanımları MHO bağlı olarak değişim göstermiştir. MHO artmasıyla beraber darbe dayanımları azalmıştır. OAKT ısıtıl işlemi uygulanmış numunelerin darbe dayanımları DAKT ısıtıl işlemi uygulanmış numunelerden daha yüksek bulunmuştur.

8. Aynı sertliğe sahip numunelerin darbe özellikleri karşılaştırıldığında en düşük sertliğe sahip D705, O705 ve ST250 numunelerinde daha yüksek darbe direnci elde edilmiştir. Aynı zamanda bu numuneler arasında en yüksek darbe direnci O705 numunesinde bulunmuştur. En yüksek sertliğe sahip D765, O765 ve ST180 numuneleri arasında da en yüksek darbe direnci O765 numunesinde elde edilmiştir.

9. Aynı sertliğe sahip numunelerin çekme özellikleri karşılaştırıldığında en düşük sertliğe sahip D705, O705 ve ST250 numuneleri arasından O705 numunesinin maksimum çekme gerilmesi D705 ve ST250 numunesine göre en fazla elde edilmiştir. Aynı zamanda bu numunede yüksek kopma uzaması elde edilmiştir.

10. Aynı sertliğe sahip numunelerin çekme özellikleri karşılaştırıldığında en yüksek sertliğe sahip D765, O765 ve ST180 numuneleri arasında en yüksek çekme gerilmesi O765 numunesinde elde edilmiştir. Aynı zamanda bu numunede en yüksek oranda kopma uzaması da sağlanmıştır.

11. OAKT ısıt işlemlerinin ST ve DAKT ısıt işlemlerine göre üretilen T/M çeliklerin çekme ve darbe özelliklerini daha da geliştirdiği anlaşılmıştır. Bu nedenle hem çekme hem de darbe özelliklerinin geliştirilmesinde en uygun ısıt işlemin OAKT olduğu görülmüştür.

12. Darbe testinden sonra da kırık yüzeyler incelenmiştir. Bu inceleme sonunda DAKT ve OAKT ısıt işlemi uygulanmış numunelerde yarılma tipi kırılmalar gözlenmiştir. MHO artmasıyla beraber yarılma tipi kırılmaların da arttığı gözlemlenmiştir. Çünkü AKT sıcaklığı arttıkça martensitin C içeriği azalırken Ni çözünürlüğü artmıştır.

6.2. Öneriler

Bu çalışmada hem çekme özelliği hem de darbe özelliği bakımından en iyi özelliği OAKT ısıt işlemleri göstermiştir. Bu özelliklerin daha da geliştirilmesine yönelik şu çalışmalar yapılabilir:

1. Sinterleme sıcaklık ve süresinin artırılmasıyla alaşım elementlerinin (Ni, Cu, Mo) çözündürülmesi daha da artırılabilir. Bu malzemelere sıvı faz sinterleme çalışmaları ve daha farklı presleme yöntemleri uygulanarak yoğunluk artırma işlemleri yapılabilir. Böylece daha yüksek mekanik özellikler sağlanabilir.
2. Mekanik davranışları doğrudan etkileyen martensit adalarının boyutları düşürülebilir. Bu ısıtım işlemi öncesi ilk mikro yapının değiştirilmesiyle sağlanabilir.
3. OAKT ısıtım işlemleri sonrası temperleme temperleme ısıtım işlemleri uygulanabilir.
4. OAKT ısıtım işlemleri sinterlenmiş numunelerin oda sıcaklığına soğutulmadan doğrudan sinterleme sıcaklıklarında AKT bölgesine soğutulması ve burada su verme yapıldığı takdirde ısıtım işlem süresini daha da düşürecektir. Bu durumda bu ısıtım işleminin daha da ilgi çekeceği anlamına gelecektir.

KAYNAKLAR

1. Ulu, S., “Çift fazlı çelikler”, *Makine Teknolojisi Elektronik Dergisi*, 6 (3): 100-113 (2009).
2. Ünlü, B. S., Kurgan, N., Yılmaz, S.S., “Toz metal çeliklerin mikroyapı ve mekanik özellikleri”, *Mühendis ve Makine*, 50 (588): 11-19 (2009).
3. Tekeli, S.,Güral, A., “Effect of intercritical annealing and quenching plus tempering heat treatments on microstructure of Ni added powder metallurgy steels”, *Materials and Design*, 28: 1353–1357 (2007).
4. Tekeli, S., Güral, A., “Microstructural characterization and impact toughness of intercritically annealed PM steels”, *Materials Science and Engineering*, A406: 172-179 (2005).
5. Jang, G.B., Hur, M.D., Kang, S.S., “A study on the development of a substitution process by powder metallurgy in automobile parts”, *Journal of Materials Processing Technology*, 100: 110-115 (2000).
6. Straffellini, G., Fontanari, Molinari, A., “Comparison of impact and slow bend behavior of PM ferrous alloys”, *Materials Science and Engineering*, A248: 153-160 (1998).
7. Gething, B.A., Heaney, D.F., Kossa, D.A., Mueller, T.J., “The effect of nickel on the mechanical behaviour of Molybdenum P/M steels”, *Materials Science and Engineering*, A390: 19-26 (2005).
8. Narasimhan, K.S., “Sintering of powder mixtures and the growth of ferrous powder metallurgy”, *Materials Chemistry and Physics*, 67: 56-65 (2001).
9. Wang, Wen-Fung., “Effect of alloying elements and processing factors on the microstructure and hardness of sintered and induction-hardened Fe-C-Cu alloys”, *Materials Science and Engineering*, A402: 92-97 (2005).
10. Straffellini, G., Fontanari, V., Molinari, A., “Impact fracture toughness of porous alloys between room temperature and -60°C”, *Materials Science and Engineering*, A272: 389-397 (1999).
11. Güral, A., Tekeli, S., and Ando, T., “Tensile properties of iron-based P/M steels with ferrite + martensite microstructure”, *J. Mater Sci*, 41: 7894-7901 (2006).
12. Ulutaş, A., “Değişik oranlardaki Cu, FeCr ve FeMn alaşımlarının toz metalurjisi yöntemi ile üretimi ve mekanik özelliklerinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Elazığ, 1-17 (2006).

13. German, R.M., "Powder Metallurgy Science 2nd edition", ***Metal Powder Industries Federation***, USA, 16- 278 (1984).
14. Akoral, E., "Toz metalurjisi yöntemi ile Al-SiC kompozit malzeme üretimi ve işlenebilirliğinin incelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, ***Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü***, Ankara, 10-45 (2003).
15. German, R., "The Fundamental Principles of Powder Metallurgy", ***Powder Metallurgy***, 13-17 (1997).
16. İnternet: Türk Toz Metalurjisi Derneği "Toz Üretim Yöntemleri"
http://www.turktoz.gazi.edu.tr/ttmd_tr.htm (2010).
17. German, Randall M., "Toz metalurjisi ve parçacıklı malzeme işlemleri", 05, Prof. Dr. Süleyman SARITAŞ, Prof. Dr. Mehmet Türker, Doç. Dr. Nuri DURLU, ***Türk Toz Metalurjisi Derneği Yayınları***, Ankara, 2-275 (2007).
18. Yıldız, E. S., "Gaz atomizasyonu ile metal tozu üretiminde, nozul geometrisinin toz boyutuna etkisinin araştırılması", Yüksek Lisans Tezi, ***Dumlupınar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü***, Kütahya, 5-8 (2007).
19. İnternet: Dumlupınar Üniversitesi "Toz Karakter"
<http://mf.dpu.edu.tr/~runal/toz/tozkarakter/tozkarakter.html> (2010).
20. İnternet: Sakarya Üniversitesi "Toz Metalurjisi"
www.aokurt.sakarya.edu.tr/dersler/toz/dersnotu.pdf (2010).
21. Aydın, M., "Gaz atomizasyon yönteminde yeni bir nozul tasarımı ve toz üretimi", Yüksek Lisans Tezi, ***Dumlupınar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü***, Kütahya, 4-10 (2005).
22. Roll K.H., "History of Powder Metallurgy" ***Metals Handbook 9th Edition***, Vol. 7, ASM Metals Park, Ohio, 1-110 (1984)
23. Klar, E., "Atomization. American Society For Metals", ***Metals Handbook Ninth Edition Vol.***, Powder Metallurgy, 25-35 (1984).
24. Özbek, Y. Y., Yıldız, K., Alp, A., "Röntgen atık sularından gümüş tozu kazanımı", ***4. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı***, 1221-1227 (2005).
25. Hausner, H. H., ve Mal, M. K., "Handbook of Powder Metallurgy", ***Chemical Pub. Co.***, New York, 46-160 (1982).
26. Aydın, M., Ünal, R., "Laval Tipi Yeni Bir Nozul Tasarımı ile Metal Tozu Üretimi ve Üretim Değişkenlerinin Etkisinin İncelenmesi", ***Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*** 1: 69-76 (2007).

27. Okumuş, S. Ç., ve Öveçoğlu, L., “Toz metalurjisinde atomizasyon yöntemi ve bu yöntemle üretilen demir esaslı malzemeler”, *Matbaa Dünyası Teknik Yazı*, Esentepe/İstanbul, 26-31 (1995).
28. Höganäs, A. B., 1996, “Production of Iron and Steel Powders”, *Chapter 2, Höganäs PM Scholl*, 3-21 (1996).
29. Matik, U., “Toz metalurjisi ile üretilmiş demir esaslı parçaların akımsız nikel kaplanabilirliği ve yorulma dayanımına etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Zonguldak, 10-12 (2003).
30. ASM Metals H., “Powder Metal Technologies and Applications”, *ASM International Volume 7*, USA, 305-1146 (1998).
31. Sarıtaş, S., “Toz Metalurjisi”, *Makine Mühendisleri El Kitabı*, 2. Baskı, Cilt 1, Ankara, s: 65-70 (1994).
32. Bocchini, G. F., and Lindskog, P. F., “Applications and Developments of Sintered Ferrous Materials Powder Metallurgy-An overview”, *The Institute of Metals Series on Powder Metallurgy*, 287, (ed: I. Jenkins and J.V. Wood), (1991).
33. Schatt, W., Wieters, K.P., “Powder metallurgy: Processing and Materials”, *European Powder Metallurgy Association (EPMA)*, Germany, 54-243 (1997).
34. Basaran, A., “Toz metal parçalara ısı ve mekanik yüzey işlemlerin birlikte uygulanabilirliğinin araştırılması”, Doktora Tezi, *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Isparta, 11-13 (2007).
35. Davitson, J.E., “Compressibility of Metal Powders”, *Metals Handbook Ninth Edition Vol. 7. Powder Metallurgy*, Ohio, 286- 287 (1984).
36. Özgün, Ö., “Toz metalurjisi ile üretilen alaşımlı çeliklerin mikroyapı ve mekanik özellikleri”, Yüksek Lisans Tezi, *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya, 10-12 (2007).
37. Güral, A., “Ara kritik tavlama ısı işlemlerinin düşük alaşımlı sade karbonlu toz metal çeliklere uygulanabilirliği ve mekanik özelliklere etkisinin araştırılması”, Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 17-18 (2004).
38. Ekşi, A. ve Kurt, A. O., “Metal ve seramik tozlarının bilgisayar kontrollu tek eksenli kalıpta preslenmesi”, *Uluslararası Katılımlı 2. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı*, ODTÜ, Ankara, 557- 563 (1999).
39. Bahçeci, E., “Al matrisli α -Si₃N₄ takviyeli kompozit malzeme üretimi ve işlenebilirliğinin karakterizasyonu”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 17-25 (2006).

40. Erdoğan, M., “Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri”, *Nobel Yayın Dağıtım*, Ankara, 93-96 (1998).
41. Anık, S., Dikicioğlu, A., Vural, M., “İmal usulleri”, *Birsen Yayınevi*, İstanbul 280-282 (1999).
42. Küçükarslan S., “Gaz atomize kalay tozu üretim parametrelerinin deneysel olarak araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 20-21 (2006).
43. James, B.A., “Liquid Phase Sintering in Ferrous Powder Metallurgy”, *Powder Metallurgy*, 28: 3 (1985).
44. Crawson, A., “P/M Ferrous Materials, Metal Handbook”, *ASM International Volume 7*, New York/U.S.A, 623 (1993).
45. German, R. M., “Powder Metallurgy Science”, *Metal Powder Industries Federation*, 2nd edition, USA, 84-125 (1994).
46. Çolak, F., “Kimyasal metodla nikel kaplanmış tungsten karbür tozları kullanılarak seramik- metal kompozit malzeme üretimi ve özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Afyon, 19-24 (2004).
47. German, R.M., “Sintering Theory and Practice” , *Joyn Wiley & Sons. Inc.*, USA, New York, 3-25 (1996).
48. Kayış, V., “Kısmi ve ön alaşımlı demir tozları içerisine katılan B ve FeB ilavelerin sinterleme davranışları ve mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 43-55 (2005).
49. Nayar, H.S., “Production Sintering Atmospheres”, *Metals Handbook Ninth Edition Vol. 7.*, Powder Metallurgy, USA, 339-350 (1984).
50. Savaşkan, T., “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi”, *Celepler Yayıncılık*, Trabzon, 193-199 (2009).
51. Totten, G.E. “Steel Heat Treatment Equipment and Process Design”, *Steel Heat Treatment Handbook, Second Edition*, Portland State University, Portland, Oregon, U.S.A., 280-287 (2006).
52. Acarer, M., “Düşük Karbonlu Çelik Saclardan Çift Fazlı Çelik Üretimi ve MHO’nın Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi”, *Teknoloji*, 8 (3): 237-244 (2005).

53. Ulu, S., “Kritik sıcaklıklar arasından su verilmiş ve temperlenmiş yapı çeliklerinin mekanik özellikleri ile kırılma tokluğuna (K1C) ferrit morfolojisinin ve hacim oranının etkisi”, Doktora Tezi, *Afyon Kocatepe Üniversitesi F.B.E.*, Afyon, 15-50 (2009).
54. Dağışan, E., “Çift fazlı çeliklerin eroziv aşınma davranışı”, Yüksek Lisans Tezi, *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kayseri, 23-28 (2007).
55. Speich, G. R., “Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys”, Volume 1., ASM metals *ASM International*, USA, 1111-1120 (1998).
56. Ulu, S., “Din17CrNiMo6 çeliğinin mikroyapı özelliklerine kritik sıcaklıklararası ısıt işlemlerin etkisi”, *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, 6: 79-88 (2009).
57. Liu, J., Jiang, Z. and Lian, J., “Influence of predeformation on microstructure and mechanical properties of 1020 dual phase steel”, *Materials Science and Technology*, 7: 527-532 (1991).
58. Erdogan, M., Tekeli, S., “The effect of martensite volume fraction and particle size on the tensile properties of a surface-carburized AISI 8620 steel with a dual-phase core microstructure”, *Materials Characterization* 49: 445– 454 (2003).
59. Tavares, S.S.M., Pedroza, P.D., Teodósio, J.R. and Gurova, T., “Mechanical properties of a quenched and tempered dual phase steel”, *Scripta Materialia*, 40 (8): 887–892 (1999).

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, Adı : TÜRKAN, Mustafa
 Uyruğu : T.C.
 Doğum Tarihi ve Yeri : 18.01.1985 Çamardı / NİĞDE
 Medeni Hali : Bekar
 Telefon : 0 535 928 54 07
 Faks :
 e-mail : Mustafa.turkan_85@hotmail.com

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Tarihi
Lisans	Gazi Üniversitesi/Metal Öğretmenliği	2007
Lise	Merkez Endüstri Meslek Lisesi/Bilgisayar	2002

İş Deneyimleri:

Yıl	Yer	Görev
2008	Siteler Mesleki Eğitim Merkezi	Usta Öğretici
2008-2009	Bala Atatürk A.T.L. ve E.M.L.	Metal Öğretmeni
2009-2010	Gazi Üniversitesi/Atatürk M.Y.O.	Öğretim Görevlisi

Yabancı Dil

İngilizce